SIMULATION ET ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DANS LES DÉPÔTS DURS NOREM DES MATÉRIELS DE ROBINETTERIE

Gauthier Beaurin

▶ **To cite this version:**

Gauthier Beaurin. SIMULATION ET ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DANS LES DÉPÔTS DURS NOREM DES MATÉRIELS DE ROBINETTERIE. Modélisation et simulation. INSA de Lyon, 2012. Français. NNT : . tel-00759226

HAL Id: tel-00759226

https://theses.hal.science/tel-00759226

Submitted on 30 Nov 2012

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

N°d'ordre 2012-ISAL-0057 Année 2012

THÈSE

SIMULATION ET ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DANS LES DÉPÔTS DURS NOREM DES MATÉRIELS DE ROBINETTERIE

Présentée devant

l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

pour obtenir

le GRADE DE DOCTEUR

École doctorale :

Mécanique, Énergétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité :

MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL

par

Gauthier BEAURIN

Ingénieur de l'École Polytechnique Universitaire de Montpellier

Thèse soutenue le 26 juin 2012 devant la Commission d'examen

Jury

ÉRIC LACOSTE	Professeur (Université de Bordeaux)	Rapporteur
JEAN-MARIE DREZET	Professeur (EPF Lausanne)	Rapporteur
PHILIPPE LE MASSON	Professeur (Université de Bretagne Sud)	Examinateur
PHILIPPE GILLES	Expert International (AREVA)	Examinateur
JEAN-PHILIPPE MATHIEU	Ingénieur-chercheur (EDF R&D)	Examinateur
FRANÇOIS PICHOT	Ingénieur (Snecma)	Invité
DANIEL NELIAS	Professeur (INSA-Lyon)	Directeur de thèse
MICHEL CORET	Maître de Conférences (INSA-Lyon)	Directeur de thèse

LaMCoS - UMR CNRS 5259 - INSA de Lyon
20, avenue Albert Einstein, 69621 Villeurbanne Cedex (FRANCE)

INSA Direction de la Recherche - Ecoles Doctorales – Quinquennal 2011-2015

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	**CHIMIE DE LYON** **http://www.edchimie-lyon.fr** Insa : R. GOURDON	M. Jean Marc LANCELIN Université de Lyon – Collège Doctoral Bât ESCPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 directeur@edchimie-lyon.fr
E.E.A.	**ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE** **http://edeea.ec-lyon.fr** Secrétariat : M.C. HAVGOUDOUKIAN eea@ec-lyon.fr	M. Gérard SCORLETTI Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60 97 Fax : 04 78 43 37 17 Gerard.scorletti@ec-lyon.fr
E2M2	**EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION** **http://e2m2.universite-lyon.fr** Insa : H. CHARLES	Mme Gudrun BORNETTE CNRS UMR 5023 LEHNA Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Forel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 04.72.43.12.94 e2m2@biomserv.univ-lyon1.fr
EDISS	**INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE** **http://ww2.ibcp.fr/ediss** Sec : Safia AIT CHALAL Insa : M. LAGARDE	M. Didier REVEL Hôpital Louis Pradel Bâtiment Central 28 Avenue Doyen Lépine 69677 BRON Tél : 04.72.68 49 09 Fax :04 72 35 49 16 Didier.revel@creatis.uni-lyon1.fr
INFOMATHS	**INFORMATIQUE ET MATHEMATIQUES** http://infomaths.univ-lyon1.fr	M. Johannes KELLENDONK Université Claude Bernard Lyon 1 INFOMATHS Bâtiment Braconnier 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 44.82.94 Fax 04 72 43 16 87 infomaths@univ-lyon1.fr
Matériaux	**MATERIAUX DE LYON** Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry Ed.materiaux@insa-lyon.fr	M. Jean-Yves BUFFIERE INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cédex Tél : 04.72.43 83 18 Fax 04 72 43 85 28 Jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr
MEGA	**MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE** Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry mega@insa-lyon.fr	M. Philippe BOISSE INSA de Lyon Laboratoire LAMCOS Bâtiment Jacquard 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél :04.72.43.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 Philippe.boisse@insa-lyon.fr
ScSo	**ScSo*** M. OBADIA Lionel Sec : Viviane POLSINELLI Insa : J.Y. TOUSSAINT	M. OBADIA Lionel Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.69.72.76 Fax : 04.37.28.04.48 Lionel.Obadia@univ-lyon2.fr

*ScSo : Histoire, Geographie, Aménagement, Urbanisme, Archéologie, Science politique, Sociologie, Anthropologie

Remerciements

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures de l'INSA-Lyon, sous la direction de Daniel Nelias, que je remercie pour le soutien et la confiance qu'il m'a accordés tout au long de ces travaux.

Merci également à Jean-Philippe Mathieu, qui m'a accueilli au département Matériaux et Mécanique des Composants à EDF R&D, pour avoir initié ce sujet de thèse, et sans qui les résultats obtenus ne seraient pas ce qu'ils sont aujourd'hui. Merci pour ton aide, ta pédagogie, ta rigueur scientifique, et ta bonne humeur quotidienne. Je remercie également Michel Coret pour ses relectures, ses conseils avisés, aussi bien sur le fond que sur la forme.

Mes remerciements iront ensuite aux membres du jury qui ont accepté de rapporter et examiner ce travail. Je remercie ainsi Philippe Le Masson pour avoir accepté de présider le jury, Éric Lacoste et Jean-Marie Drezet pour avoir rapporté mon travail et pour la qualité de leur relecture et la pertinence des remarques qu'ils ont formulées, Philippe Gilles et François Pichot pour leur participation au jury et leur vision industrielle du sujet.

Je remercie chaleureusement Philippe Chaudet pour son aide précieuse lors des campagnes expérimentales et également, à travers lui, l'INSA et l'ensemble du laboratoire LaMCoS. Je remercie également l'ensemble des équipes d'EDF R&D et du département MMC, plus particulièrement Sylvain Leclercq, Joëlle Delorme, Élise Gauthier ainsi que toutes les personnes qui ont su, au travers de leur expertise, faire évoluer mon travail.

Enfin, mes remerciements ne seraient pas complets si je ne citais pas toutes celles et ceux que j'ai eu plaisir à côtoyer durant ces longues années, parmi lesquels Quentin, Élodie, Thibaut, Daniel, Cédric, Alex, Émilien(s), Benjamin, Paco, Robin, Jérémy, Sid, Pépino, Clément, Jérôme, Jikaï et évidemment tous ceux que j'oublierai malencontreusement ici. Un immense merci également à David pour son aide précieuse et son soutien dans les moments difficiles.

Pour finir, je remercie mes parents, mes frères, mes beaux-parents, pour leur soutien moral et matériel durant ces longues années d'étude.

Quant à toi, Élise, il serait impossible d'écrire en quelques mots tout ce que tu m'as apporté ; tout simplement, je t'aime.

Résumé

L'intégrité des portées d'étanchéité des robinets des centrales REP nécessite l'emploi de revêtements durs comme par exemple le Norem02, base Fe, déposés par soudage PTA (Plasma Transfered Arc). La prédiction de leur tenue en service nécessite la connaissance de leur état mécanique en fin de fabrication. Pour cela, la simulation numérique du procédé de dépôt doit être effectuée.

La microstructure du Norem02 est essentiellement constituée d'une matrice austénitique parsemée d'ilôts de ferrite et de carbures. Son évolution et ses éventuelles transformations allotropiques sont étudiées durant des cycles thermiques représentatifs de ceux subis par le matériau au cours du dépôt, amenant à la conclusion que l'évolution métallurgique de l'alliage n'a que très peu d'influence sur ses propriétés mécaniques.

En s'appuyant sur des essais jusqu'à 1000˚C de dilatométrie libre, de traction isotherme, ainsi que de traction-compression, l'évolution des caractéristiques thermomécaniques est déterminée en fonction de la température et une loi de comportement élasto-plastique à écrouissage cinématique non linéaire est identifiée.

Des mesures expérimentales de températures, déplacements, déformations et contraintes résiduelles lors d'essais de dépôt PTA sur des maquettes représentatives de la géométrie réelle d'un robinet permettent l'identification d'un chargement thermique équivalent.

Enfin, des simulations numériques sont conduites en utilisant le code éléments finis développé au sein d'EDF R&D Code_Aster. Elles permettent la validation du caractère prédictif des modèles développés par comparaison entre les résultats mécaniques simulés et expérimentaux. Une excellente corrélation est ainsi observée entre les températures mesurées et simulées tout au long du procédé. De la même façon, à l'issue du refroidissement, les distorsions, déformations et contraintes résiduelles expérimentales et simulées sont en adéquation, validant ainsi la stratégie de modélisation proposée dans ces travaux.

MOTS CLÉS: simulation numérique, soudage, contraintes résiduelles, microstructure, haute température

Table des matières

Table des matières ix

Table des figures xiii

Liste des tableaux xvii

Introduction générale 1

1 Étude bibliographique 5
- 1.1 Le matériau Norem . . . 6
  - 1.1.1 Historique et développement . . . 6
  - 1.1.2 Composition chimique du Norem02PTA . . . 7
  - 1.1.3 Caractérisation du matériau . . . 7
- 1.2 Description des procédés de dépôt de revêtements . . . 14
  - 1.2.1 Généralités . . . 14
  - 1.2.2 Le procédé plasma à arc transféré (PTA : Plasma Transferred Arc) 17
  - 1.2.3 Spécificités du dépôt de Norem02 PTA . . . 20
- 1.3 Les dépôts de revêtement et les phénomènes physiques induits . . . 23
  - 1.3.1 Éléments de compréhension . . . 23
  - 1.3.2 Couplage des phénomènes physiques . . . 25
  - 1.3.3 Apparition des contraintes résiduelles . . . 27
- 1.4 État de l'art de la simulation numérique du soudage . . . 28
  - 1.4.1 Modélisation thermique . . . 30
  - 1.4.2 Modélisation métallurgique . . . 33
  - 1.4.3 Modélisation mécanique . . . 35

2 Caractérisation du matériau Norem 43
- 2.1 Introduction . . . 44
- 2.2 Procédures expérimentales . . . 44
  - 2.2.1 Caractérisation de la microstructure brute de dépôt . . . 45
  - 2.2.2 Caractérisation de la microstructure après passage à haute température . . . 46
  - 2.2.3 Essais de dilatométrie libre . . . 48
  - 2.2.4 Essais de traction simple . . . 49

2.2.5 Essais cycliques de traction-compression . . . 50
2.3 Résultats . . . 52
2.3.1 Caractérisation de la microstructure brute de dépôt . . . 52
2.3.2 Caractérisation de la microstructure après passage à haute température . . . 60
2.3.3 Essais de dilatométrie libre . . . 65
2.3.4 Essais de traction simple . . . 66
2.3.5 Essais cycliques de traction-compression . . . 68
2.4 Conclusions . . . 72

3 Dépôt de revêtement sur maquette 73
3.1 Introduction . . . 74
3.2 Description des essais . . . 74
3.2.1 Dispositifs expérimentaux . . . 74
3.2.2 Mesures en cours de soudage . . . 77
3.2.3 Mesures post-soudage . . . 84
3.3 Résultats . . . 89
3.3.1 Mesures en cours de soudage . . . 89
3.3.2 Mesures post-soudage . . . 89
3.4 Conclusions . . . 102

4 Stratégie de modélisation du procédé de dépôt 103
4.1 Deux niveaux de modélisation : thermique et thermomécanique . . . 104
4.2 Modélisation thermique . . . 105
4.2.1 Introduction . . . 105
4.2.2 Transferts thermiques et échanges radiatifs . . . 105
4.2.3 Modélisation de la source de chaleur mobile . . . 106
4.2.4 Identification de la source de chaleur équivalente sur plaque droite 109
4.2.5 Validation de la source de chaleur sur un autre cas . . . 114
4.3 Modélisation mécanique . . . 115
4.3.1 Identification d'une loi de comportement du Norem02 en traction simple . . . 115
4.3.2 Résultats d'identification . . . 120
4.3.3 Validation sur essais cycliques de traction-compression . . . 122
4.3.4 Comportement de l'acier 316L . . . 123
4.4 Conclusions . . . 125

5 Confrontation expérimentation - simulation 127
5.1 Introduction . . . 128
5.2 Mise en place des calculs thermo-mécanique chainés de dépôt multipasses 128
5.2.1 Conditions aux limites en mécanique . . . 129
5.2.2 Gestion de l'ajout de matière . . . 131
5.3 Analyse comparative des résultats expérimentaux et numériques . . . 132

5.3.1 Températures 132
5.3.2 Déplacements et déformations 135
5.3.3 Contraintes résiduelles 148
5.4 Conclusions 158

Conclusion & Perspectives **159**

Annexe A **163**

Annexe B **173**

Annexe C **183**

Annexe D **187**

Annexe E **189**

Bibliographie **199**

Table des figures

1 Boucle d'essai Cypres-Cythere 1
2 Robinet sur boucle d'essai et plan d'ensemble 2

1.1 Comparaison de micrographies MEB de Stellite6 et de Norem02. 9
1.2 Coefficients de dilatation thermique instantanée issus d'essais CEA/SRMA [Mil05] 11
1.3 La projection thermique parmi les procédés utilisés en traitement de surface 15
1.4 Macrographie de l'interface entre le métal d'apport et métal de base. . . . 16
1.5 Schéma simplifié d'une torche de soudage PTA 18
1.6 Modes de transfert de l'arc en soudage plasma 19
1.7 Coupon de Norem02 déposé sur un substrat en acier 316L, après polissage et attaque chimique (HNO_3-HF) - 10 couches déposées 20
1.8 Domaines relatifs aux différents risques métallurgiques 21
1.9 Schématisation des différentes zones constitutives d'un joint soudé, d'après [Eas83]. 24
1.10 Régimes de refroidissement [CA58] 25
1.11 Couplage des phénomènes lors d'un procédé de soudage [Ber04] 26
1.12 Décomposition thermique des frontières du domaine 31
1.13 Représentation des différents types d'écrouissage - (a) : écrouissage isotrope - (b) : écrouissage cinématique - (c) : écrouissage mixte 39

2.1 Découpe par électroérosion d'éprouvettes dans un coupon de Norem02 déposé par soudage PTA. 45
2.2 Géométrie des éprouvettes pour : (a) : essais de traction basse température ($< 600^{\circ}C$), (b) : essais de traction haute température ($\geqslant 600^{\circ}C$), et (c) : essais de traction–compression. 46
2.3 Soudage des quatre thermocouples le long de l'éprouvette. 48
2.4 Montage de l'éprouvette à filetage long 51
2.5 Hétérogénéité de la microstructure au sein d'une passe de soudage. 52
2.6 Microstructure du Norem02 brut de dépôt 54
2.7 Norem02 brut de dépôt : cartographie de répartition des éléments chimiques. 56
2.8 Norem02 brut de dépôt : spectre de diffraction RX. 57
2.9 Norem02 brut de dépôt : cartographies EBSD. 58
2.10 Positionnement des phases du Norem02 dans le diagramme de Schaeffler. 59

2.11 Microstructure du Norem02 - échantillon R1100_COURT 61
2.12 Microstructure du Norem02 - échantillon R1100_LONG 62
2.13 Comparaison des analyses par microsonde pour chaque traitement thermique – composition moyenne des phases. 63
2.14 Micro-dureté Vickers après maintien 2h à 1100˚C (température au centre de l'éprouvette). 64
2.15 Déformation (en haut) et coefficient de dilatation thermique (en bas) en fonction de la température. 65
2.16 Courbes de traction rationnelles du Norem02 de 20˚C à 1000˚C, $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$. 67
2.17 Caractérisation mécanique : paramètres élastoplastiques identifiés. 69
2.18 Courbes de traction rationnelles du Norem02 à plusieurs vitesses de déformation : 200˚C (à gauche) - 600˚C (à droite). 70
2.19 Courbes de traction-compression du Norem02 de 20˚C à 400˚C. 71

3.1 Dépôts de Norem02 : (a) : sur plaque rectiligne - (b) : sur disque 75
3.2 Dispositif de soudage PTA 76
3.3 Cordon rectiligne monopasse sur plaque droite (cas RECT 1). 79
3.4 Disposition des appuis ponctuels en face inférieure des pièces. 79
3.5 Position des thermocouples sur la plaque instrumentée RECT1 80
3.6 Position des thermocouples sur la plaque instrumentée RECT2 80
3.7 Position des thermocouples sur la plaque instrumentée AXI1 81
3.8 Position des thermocouples sur la plaque instrumentée AXI2 81
3.9 Instrumentation de la plaque pour les mesures en cours de soudage 83
3.10 Images nécessaires à l'analyse des déformations par stéréo-corrélation. . . 85
3.11 Mesures de profils dans les cordons. 86
3.12 Rosettes de jauges de déformation collées autour d'un trou. 87
3.13 Positionnement des rosettes en surface des échantillons. 88
3.14 Températures mesurées en cours de soudage. 90
3.15 Températures mesurées en cours de soudage. 91
3.16 Relief des cordons de soudure obtenu par stéréo-corrélation 92
3.17 Altitude mesurée au centre du cordon pour chaque dépôt. 94
3.18 Géométrie de la plaque RECT1 avant et après soudage. La différence des champs de déplacements en Z (l'épaisseur de la plaque) donne le champ des déplacements W selon Z. 95
3.19 Profils initiaux et finaux des surfaces pour le cas AXI1. 96
3.20 Profils initiaux et finaux des surfaces pour les cas AXI2. 97
3.21 Cas RECT1 - Évolution de la contrainte longitudinale σ_{XX}, transverse σ_{YY} et de la contrainte équivalente de von Mises dans le cordon de Norem02 déposé et dans le métal de base 316L. Les mesures dans le métal de base sont effectuées à une distance de 17 mm du bord du cordon. 99

3.22 Cas AXI1 - Évolution de la contrainte radiale σ_r, circonférentielle σ_θ et de la contrainte équivalente de von Mises dans le cordon de Norem02 déposé. 100
3.23 Cas AXI2 - Évolution de la contrainte radiale σ_r, circonférentielle σ_θ et de la contrainte équivalente de von Mises dans le cordon de Norem02 déposé. 101

4.1 Déplacement de la torche PTA au cours du dépôt. 107
4.2 Application de la source sur un volume fini. 109
4.3 Apport de chaleur et température en fonction du temps. 110
4.4 Maillage utilisé pour le calcul thermique - 60000 nœuds avec des éléments hexaédriques à 8 nœuds à interpolation linéaire. 111
4.5 Apport d'énergie en fonction du temps au cours du procédé de dépôt. . . . 112
4.6 Températures expérimentales et calculées pour la plaque RECT1. 114
4.7 Comparaison des températures mesurées et calculées pour le cas AXI1. . 116
4.8 Comparaison pour chaque configuration de la puissance nette apportée en théorie et dans les cas modélisés. 117
4.9 Courbes rationnelles de traction du Norem02 à déformation imposée et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$ de 20°C à 1300°C - Comparaison des résultats expérimentaux et du modèle. 121
4.10 Évolution des paramètres matériaux en fonction de la température après identification. 123
4.11 Courbes cycliques du Norem02 à déformation imposée et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$ à 20°C , 200°C et 400°C. Comparaison des résultats expérimentaux et du modèle. 124

5.1 Maillages à interpolation linéaire pour les calculs thermiques RECT 1, RECT 2, AXI 1 et AXI 2. 130
5.2 Prémaillage du cordon (2 passes) 132
5.3 Comparaison des températures mesurées et calculées pour le cas RECT2 . 133
5.4 Comparaison des températures mesurées et calculées pour le cas AXI2 . . 134
5.5 Oscillations vues par les thermocouples micro-soudés en surface supérieure des pièces - température mesurée par le thermocouple 6, positionné en surface supérieure du disque, lors de l'essai AXI2. 135
5.6 Cas RECT1 - Comparaison des déplacements relevés et calculés. 138
5.7 Cas RECT2 - Comparaison des déplacements relevés et calculés. 139
5.8 Cas AXI1 - Comparaison des déplacements relevés et calculés. 140
5.9 Cas RECT1 - Comparaison des déplacements calculés et mesurés pour l'expérience et la simulation. 141
5.10 Cas AXI1 - Comparaison des déplacements calculés et mesurés pour l'-expérience et la simulation. 142
5.11 Cas AXI2 - Comparaison des déplacements calculés et mesurés pour l'-expérience et la simulation. 143

5.12 Cas RECT1 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation. 144
5.13 Cas RECT2 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation. 145
5.14 Cas AXI1 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation. 146
5.15 Cas AXI2 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation. 147
5.16 Cas RECT1 - Comparaison des σ_{zz}, σ_{xx}, σ_{VM} et σ_{hydro}. 149
5.17 Cas AXI1 - Comparaison des σ_r, σ_θ, σ_{VM} et σ_{hydro}. 151
5.18 Cas AXI2 - Comparaison des σ_r, σ_θ, σ_{VM} et σ_{hydro}. 152
5.19 Comparaison des contraintes σ_{VM}, σ_θ et σ_{hydro} en fonction de l'azimut entre les cas AXI1 et AXI2. 153
5.20 Cas RECT1 - Comparaison des σ_{zz}, σ_{xx} et σ_{VM}. 154
5.21 Cas AXI1 - Comparaison des σ_r, σ_θ, σ_{VM} et σ_{hydro}. 156
5.22 Cas AXI2 - Comparaison des σ_r, σ_θ et σ_{VM}. 157
A.1 Comparaison entre les éprouvettes utilisées et celles définies dans la procédure EDF 165
A.2 Distribution de température dans la zone utile de l'éprouvette pour différents types de mors [Bon08] 166
A.3 Augmentation de la longueur de la zone utile de l'éprouvette et modification de la nature des mors 167
A.4 Schéma de montage d'une éprouvette sur Gleeble 168
A.5 éprouvette encastrée à ses extrémités, soumise à un effort axial de compression 170
B.1 Géométrie des éprouvettes pour essais de traction à froid sur machine de traction Schenk 173
B.2 Machine conventionnelle de traction Schenck. 174
B.3 Microsoudage des thermocouples et inducteur 4 boucles 177
B.4 Géométrie des inducteurs dans les 4 cas tests étudiés 178
B.5 Chargement thermique et mécanique durant chaque essai d'inducteurs. . . 179
B.6 Chargement thermique et mécanique durant un essai de traction. 179
B.7 Température de pic mesurée le long de l'éprouvette pour chaque géométrie d'inducteur 181
B.8 Comparaison entre l'inducteur 3 spires A-B-A et les autres types 181
C.1 Pièce supportant la plaque soudée 184
C.2 Pièces supportant les capteurs LVDT 185
E.1 éprouvette encastrée à ses extrémités, soumise à un effort axial de compression 190

Liste des tableaux

1.1 Composition chimique des poudres de Norem02 [Mer08] et Stellite6 [ZT04] destinées au procédé PTA - Données fournisseur (DELORO STELLITE) [Mil05] 8
1.2 Caractéristiques du Norem02 issues d'études EPRI et Framatome 10
1.3 Résultats de coefficients de frottement sur NOREM02 en comparaison avec le Stellite [For04] 12
1.4 Résultats de tests d'endommagement par usure adhésive sur différentes formulations de Norem02 en comparaison avec le Stellite [Vik94] 13
1.5 Résultats de vitesses d'érosion sur Norem02 C2 en comparaison avec d'autres alliages [For04] 14
1.6 Composition chimique de la poudre de Norem02A destinée au procédé PTA - Données fournisseur (DELORO STELLITE pour AREGA) [Mil05] 22

2.1 Températures maximales atteintes, températures de maintien, vitesse de chauffe et vitesse de refroidissement. 47
2.2 Norem02 brut de dépôt : composition moyenne des phases. 53
2.3 Norem02 brut de dépôt : éléments gammagènes et aphagènes. 55
2.4 Échantillon R1100_COURT chauffé 15s à 1100°C : composition moyenne des phases. 60
2.5 Échantillon R1100_LONG chauffé 2h à 1100°C : composition moyenne des phases. 60
2.6 Coefficient de dilatation mesuré au chauffage (vitesse de chauffe : 20 $^{\circ}C.s^{-1}$) et au refroidissement (vitesse de refroidissement $\leq$ 30 $^{\circ}C.s^{-1}$). . . 66
2.7 Caractérisation mécanique : paramètres caractéristiques du comportement élastoplastique. 68

3.1 Composition chimique de l'acier 316L constituant le substrat des dépôts de Norem02. 75
3.2 Paramètres des essais de dépôt rectilignes. 77
3.3 Paramètres des essais circulaires. 78
3.4 Positionnement des thermocouples. 82
3.5 Relief des cordons de soudure obtenu par profilométrie. 93

4.1 Nature des paramètres identifiés 112

4.2 Valeur des paramètres identifiés et domaines d'identification. 115
4.3 Paramètres tirés des courbes de traction, pour des vitesses de déformation constantes $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}$ s^{-1} 117
4.4 Paramètres de la loi de comportement VMIS_CIN1_CHAB 119
4.5 Identification des paramètres de la loi de comportement VMIS_CIN1_CHAB 121
4.6 Caractéristiques mécaniques du 316L. 125

5.1 Synthèse des calculs effectués. 129
A.1 Valeur de l'élancement critique λ_c du Norem02 pour différentes températures 172
B.1 Températures atteintes au centre de l'éprouvette et aux extrémités de la zone de placement de l'extensomètre 178
C.1 Paramètres de calibration. 186
D.1 Étapes successives de polissage du Norem02 sur polisseuse Struers RotoPol-31 [GMG09] 188
E.1 Valeur de l'élancement critique λ_c du Norem02 pour différentes températures 193
E.2 Valeur des charges maximales admissibles d'après Euler (eq. 35) ou Dutheil (éq. 44) pour le Norem02 pour différentes températures 195
E.3 Valeur des charges maximales admissibles d'après Euler (eq. 35) ou Dutheil (éq. 44) pour le Norem02 pour différentes températures 195
E.4 Valeur de la charge maximale admissible de Dutheil (éq. 44) pour le Norem02 pour différents diamètres et longueur calibrée 196
E.5 Niveaux de contrainte atteints en fonction du taux de déformation lors des essais de traction sur Norem 196

Glossaire des termes et abréviations employés

FRA	*ENG*	Français	*English*
REP	*PWR*	réacteur à eau préssurisée	*pressurized water reactor*,
PA	*PAW*	plasma à arc	*plasma arc welding*,
PTA	*PTAW*	plasma à arc transféré	*plasma transferred arc welding*,
CIC	*HIP*	compaction isostatique à chaud	*Hot isostatic pressing*,
MEB	*SEM*	microscope électronique à balayage	*scanning electron microscopy*,
MET	*TEM*	microscope électronique à transmission	*transmission electron microscopy*,
DRX	*XRD*	diffraction des rayons X	*X-ray diffraction*,
EPRI	*EPRI*	-	*Electrical Power Research Institute*,
TIG	*GTAW*	tungsten inert gas	*gas tungsten arc welding*,
-	*MIG*	-	*metal inert gas*,
-	*MAG*	-	*metal active gas*,
EE	*SMAW*	soudage à l'électrode enrobée	*shielded metal arc welding*,
ZAT	*HAZ*	zone affectée thermiquement	*heat affected zone*,
ZF	*FZ*	zone fondue	*fusion zone*,
LF	*FL*	ligne de fusion	*fusion line*,
CIN	*DIC*	corrélation d'images numériques	*digital image correlation*,
-	*LVDT*	-	*linear variable differential transformer*,
TTD	-	traitement thermique de détensionnement	-
TRC	*CCT*	transformation en refroidissement continu	*continuous cooling transformation*
MEF	*FEA*	méthode des éléments finis	*finite element analysis*

Introduction générale

Contexte industriel

Les conditions d'exploitation des matériels de robinetterie en centrale nucléaire conduisent à différents modes de dégradations pouvant aboutir à des défaillances (perte d'étanchéité externe, interne, défaut de manœuvrabilité, etc.) [Mat08]. La simulation numérique est alors utile à la compréhension de ces défaillances, et peut sous certaines conditions compléter avantageusement les essais qui étaient jusqu'à présent réalisés sur des boucles d'essais telles que celle présentée figure 1.

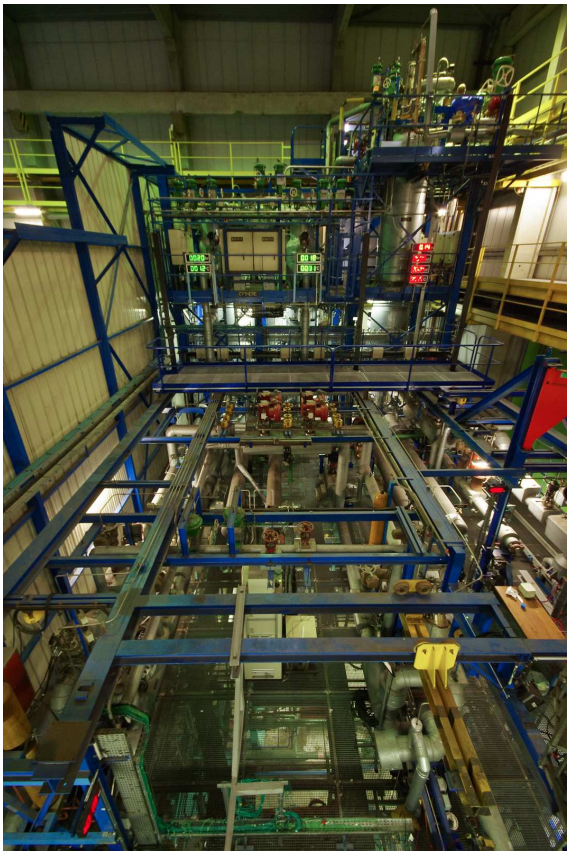


FIGURE 1: Boucle d'essai Cypres-Cythere

Un robinet (cf. figure 2) est un ensemble de plusieurs composants et matériaux dont l'assemblage fait intervenir des paramètres de fabrication précis. Les robinets à soupape sont constitués d'un obturateur se déplaçant linéairement dans le guidage du corps de façon à couper le passage du fluide parallèlement à son axe d'écoulement au droit du siège.

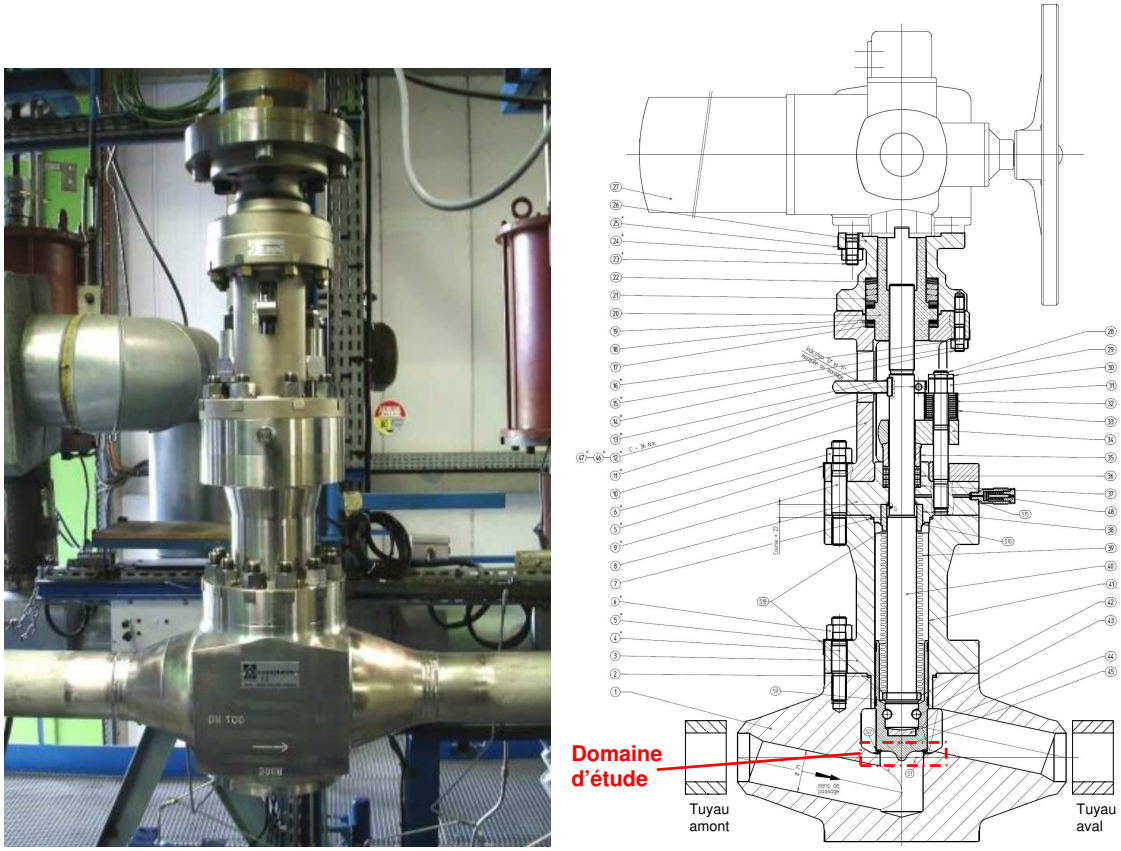


FIGURE 2: Robinet sur boucle d'essai (à gauche) et plan d'ensemble (à droite)

Le sectionnement de la veine fluide, fonction première du robinet, est obtenue par l'application de fortes pressions de fermeture entre le siège et l'opercule. Les sièges subissent de plus des chocs (mécaniques et thermiques) et l'effet du laminage.

Dans le circuit primaire d'une centrale REP, les robinets opèrent à des températures allant jusqu'à 300˚C et des pressions atteignant 155 bars. Ils permettent la circulation alternée de fluide chaud et froid tout en garantissant l'étanchéité. Les revêtements des portées d'étanchéité des robinets doivent supporter ces chargements nominaux, mais aussi être capables de résister à l'effet des chargements transitoires. Il est donc nécessaire de connaître le comportement des matériaux constituant les pièces, afin de pouvoir prédire leur tenue en service. Par ailleurs, les contraintes résiduelles de fabrication s'ajoutent à ces chargements, ce qui nécessite, afin de prendre en compte les effets des procédés, d'investiguer à la fois les domaines de comportement correspondant aux sollicitations en service et aux procédés de dépôt par soudage.

Les alliages à base de cobalt, les Stellites, étaient traditionnellement utilisés dans la fabrication des revêtements des portées d'étanchéité des matériels de robinetterie des centrales REP, du fait de leur excellente résistance à l'usure, à la corrosion, et de leurs bonnes propriétés mécaniques. Toutefois, on sait que le cobalt relâché dans le circuit primaire lors de l'usure et de la maintenance des revêtements entraîne une dosimétrie importante pour les équipes d'intervention. En effet, lors du passage dans le cœur, il y a transmutation de l'isotope ^{59}Co en isotope ^{60}Co, qui présente une forte activité et une demi-vie très longue (5,271 ans [YO01]). Le ^{60}Co est ainsi un des premiers contributeurs aux doses reçues par les travailleurs de maintenance [Coc02]. Pour palier ce problème, un nouveau matériau sans cobalt, le Norem02, dont les propriétés mécaniques sont équivalentes, est envisagé pour les revêtements des matériels de robinetterie.

Objectifs

L'objectif de ces travaux est de proposer une méthode numérique de prédiction de l'état mécanique résultant du procédé de fabrication du robinet. Plus exactement, nous nous intéresserons aux contraintes résiduelles et distorsions consécutives au dépôt par soudage plasma à arc transféré d'un revêtement dur en Norem02 sur les portées d'étanchéité du robinet. Il est donc nécessaire d'identifier dans un premier temps sa microstructure, ses transformations de phases éventuelles, et son comportement thermomécanique de la température ambiante jusqu'aux températures élevées afin de comprendre et simuler le procédé de dépôt. La finalité de ces travaux est de proposer une modélisation thermomécanique afin de prévoir les conséquences métallurgiques et mécaniques de l'opération de soudage. Le but recherché est de proposer une stratégie adaptable à divers procédés de soudage, dès lors que les modèles thermiques, métallurgiques et mécaniques ont été identifiés.

Structure du mémoire

Ce manuscrit de thèse est composé de cinq chapitres décrivant les travaux effectués. Le premier présente brièvement les procédés de dépôt de revêtement et plus particulièrement du rechargement par soudage plasma à arc transféré. Il décrit également les phénomènes physiques mis en jeu lors du dépôt d'un revêtement, et présente un état de l'art non exhaustif de la simulation numérique du soudage.

Le deuxième chapitre est à vocation expérimentale. Il est consacré à l'étude du Norem02, de sa microstructure à l'état brut de dépôt, et de l'évolution de celle-ci lors de traitements thermiques représentatifs des cycles thermiques subis par le matériau lors du dépôt des couches successives. Les résultats de la campagne d'essais mécaniques à haute température sont ensuite détaillés, après description des procédures expérimentales mises en place pour cette étude.

Le troisième chapitre détaille le déroulement des campagnes expérimentales de dépôt de Norem02 par soudage PTA sur plusieurs maquettes. Les résultats des mesures effectuées en cours et après soudage sont présentés.

Le quatrième chapitre décrit les différentes étapes de la mise en place d'une modélisation numérique du soudage par éléments finis sous Code_Aster. Plus particulièrement, ce chapitre est consacré à la description, à l'identification, et à la validation des modèles thermiques et mécaniques : un modèle de chargement thermique équivalent est ainsi identifié à partir des mesures expérimentales de température, ainsi qu'un modèle de comportement mécanique pour le Norem02.

Enfin, le cinquième et dernier chapitre vient clore ces travaux en proposant la validation des modèles développés sur les cas-test par des comparaisons entre les calculs et les mesures expérimentales.

Enfin, nous exposerons les conclusions de ces travaux, et les différentes perspectives de développement et applications industrielles pouvant être envisagées.

Chapitre 1

Étude bibliographique

Sommaire

1.1 Le matériau Norem 6
1.1.1 Historique et développement 6
1.1.2 Composition chimique du Norem02PTA 7
1.1.3 Caractérisation du matériau 7
1.2 Description des procédés de dépôt de revêtements 14
1.2.1 Généralités 14
1.2.2 Le procédé plasma à arc transféré (PTA : Plasma Transferred Arc) . 17
1.2.3 Spécificités du dépôt de Norem02 PTA 20
1.3 Les dépôts de revêtement et les phénomènes physiques induits 23
1.3.1 Éléments de compréhension 23
1.3.2 Couplage des phénomènes physiques 25
1.3.3 Apparition des contraintes résiduelles 27
1.4 État de l'art de la simulation numérique du soudage 28
1.4.1 Modélisation thermique 30
1.4.2 Modélisation métallurgique 33
1.4.3 Modélisation mécanique 35

Introduction

L'utilisation de revêtements durs est largement répandue dans les organes de robinetterie de l'industrie nucléaire. Leurs qualités sont essentiellement dues à leur composition chimique et au procédé de dépôt employés. En particulier ils permettent de préserver l'intégrité des portées d'étanchéité des robinets. Ces revêtements durs sont le plus souvent déposés par des procédés de soudage, mettant en jeu des chargements thermiques très localisés dans l'espace et dans le temps. Les gradients de température au sein des pièces lors du dépôt de revêtement entraînent d'importantes dilatations et déformations plastiques, conduisant à des distorsions et des contraintes résiduelles pouvant avoir un effet sur la tenue mécanique et la durée de vie des composants.

La connaissance de l'état mécanique résiduel en fin de fabrication des portées d'étanchéité nécessite l'analyse de la réponse mécanique de la structure lors du procédé de soudage. Cela passe par la compréhension des mécanismes régissant les transformations métallurgiques du matériau d'apport et du substrat, mais également par leur caractérisation thermomécanique.

Si la simulation numérique du soudage, qui a débuté en France dans les années 1980 sous l'impulsion de l'industrie nucléaire [CSM03], est maintenant un domaine largement étudié, la modélisation du procédé de dépôt par plasma à arc transféré reste marginale. La description physique et la prise en compte des transferts d'énergie au cours du procédé sont les éléments clés de la mise en place d'un modèle thermique.

1.1 Le matériau Norem

1.1.1 Historique et développement

Les Stellites trouvent leurs applications dans les domaines de l'outillage de pointe, et des composants de machines soumis à d'importantes contraintes thermiques, mécaniques, et chimiques. En particulier, la capacité des alliages à base de cobalt à résister à l'usure et à la corrosion à chaud font du Stellite un matériau standard pour les revêtements des portées d'étanchéité des matériels de robinetterie utilisés en conditions extrêmes. Suite à l'usure des revêtements au cours du cycle de vie des organes de robinetterie [DO85], des traces de l'isotope ^{60}Co sont retrouvées dans le cœur, le système de refroidissement, et les piscines de stockage du combustible usé des réacteurs à eau pressurisée (REP). Par ailleurs, l'accumulation de résidus dans certaines parties des circuits (« bras morts ») crée des zones de forte dosimétrie qui rendent les opérations de maintenances complexes et potentiellement plus dangereuses. Afin de réduire l'exposition des personnels au cours de ces opérations de maintenance, la réduction des éléments réalisés en alliage à base de cobalt est un des champs d'action possibles.

Dès lors, une campagne d'étude visant à identifier les alliages exempts de cobalt susceptibles de remplacer les Stellites est lancée [Vik94]. Ils doivent en particulier présenter une haute résistance à l'usure sous l'application de fortes contraintes mécaniques et

thermiques, assimilables à celles rencontrées dans le fonctionnement des composants de robinetterie.

EDF, Areva et le CEA entreprennent dans le milieu des années 1990 des travaux sur un panel d'alliages à base de nickel et de fer [Ste03]. Les premiers essais effectués sur des alliages ferreux ne contenant pas de cobalt mettent en lumière une résistance à l'usure inférieure à celle des Stellites. Les alliages base-Ni apparaissent quant à eux rapidement nettement inférieurs aux alliages base Fer, vis-à-vis de la résistance à la corrosion notamment.

Parallèlement, EPRI (Electric Power Research Institute) développe un alliage base-Fe. Le nom Norem est déposé, et les efforts de recherche sont alors concentrés sur le mode de dépôt de ces alliages, conduisant aux matériaux Norem02 et Norem02A déposés respectivement par soudage PTA et TIG. Ces deux derniers alliages présentent des performances fonctionnelles (propriétés mécaniques, comportement en corrosion, frottement) comparables à celles des Stellites [Ock00]. Les revêtements de Norem02 déposés par soudage PTA (Plasma Transferred Arc) se révèlent plus résistants à l'usure que les revêtements de composition identique déposés autrement (TIG, etc.), à l'exception de ceux déposés par compaction isostatique à chaud (CIC).

1.1.2 Composition chimique du Norem02PTA

Le Norem02 peut être approvisionné sous diverses formes (fils, baguettes, poudres), et peut être déposé suivant divers procédés (TIG, PTA, etc.). Le choix est fait en prenant en compte les contraintes de fabrication. Le mode de dépôt influe la composition chimique du métal d'apport par deux mécanismes : la dilution, pouvant différer en fonction des procédés, et le choix de la chimie du métal d'apport, souvent influencé par le procédé. Le Norem02 utilisé comme revêtement pour les portées d'étanchéité des robinets à soupape qui nous intéressent dans ces travaux est approvisionné sous forme de poudre et déposé par soudage PTA.

La composition chimique donnée dans le tableau 1.1 est celle de la poudre avant dépôt du revêtement. La composition chimique du Norem02 une fois le revêtement déposé peut varier légèrement, compte tenu notamment de la dilution associée au procédé de rechargement, même si ce taux est particulièrement faible en soudage PTA en comparaison des autres procédés.

1.1.3 Caractérisation du matériau

1.1.3.1 Microstructure

La connaissance de la microstructure des matériaux est essentielle afin de comprendre les mécanismes de déformation des structures. Ceci est particulièrement vrai pour les matériaux métalliques soumis à des cycles thermiques de forte amplitude. La forme, la distribution, la quantité et surtout la nature de leurs phases métallurgiques déterminent leur réponse aux sollicitations. Il est donc essentiel de caractériser la microstructure d'un

Élément d'alliage	Norem02	Stellite6
C	1,23 %	1,2 %
Mn	4,3 %	0,8 %
Cr	25,4 %	29,0 %
Si	3,38 %	1,3 %
Ni	4,0 %	1,8 %
Mo	2,0 %	0 %
N_2	0,17 %	-
W	0 %	4,8 %
B	$\leq$0,001%	-
Co	0,01 %	Bal. = 59,3%
Fe	Bal. = 59,5%	1,8 %

Tableau 1.1: Composition chimique des poudres de Norem02 [Mer08] et Stellite6 [ZT04] destinées au procédé PTA - Données fournisseur (DELORO STELLITE)

matériau en complément de la modélisation de son comportement mécanique, afin de connaître son comportement métallurgique, c'est-à-dire l'évolution de la répartition des phases en fonction de la température et leur influence sur le comportement mécanique du matériau.

Les travaux de Ocken [Ock00, EPR99] et Ohriner et al. [OWWO91] sont les principales contributions concernant la microstructure du Norem02 disponibles dans la littérature. Ils montrent que la microstructure du Norem02 est composée d'une matrice austénitique avec un réseau d'eutectiques M_7C_3 [1] et de carbures non eutectiques M_6C et M_3C. Zhang [ZT04] confirme que la microstructure est constituée d'une phase primaire dendritique et d'un réseau d'eutectiques. En comparaison, l'alliage Stellite6, hypoeutectique est constitué d'une solution solide de structure dendritique riche en cobalt et en chrome, et d'un réseau d'eutectiques composés de cette même phase et de carbures M_7C_3. Le Norem02 présente une microstructure bien plus fine que le Stellite6 (cf. figure 1.1).

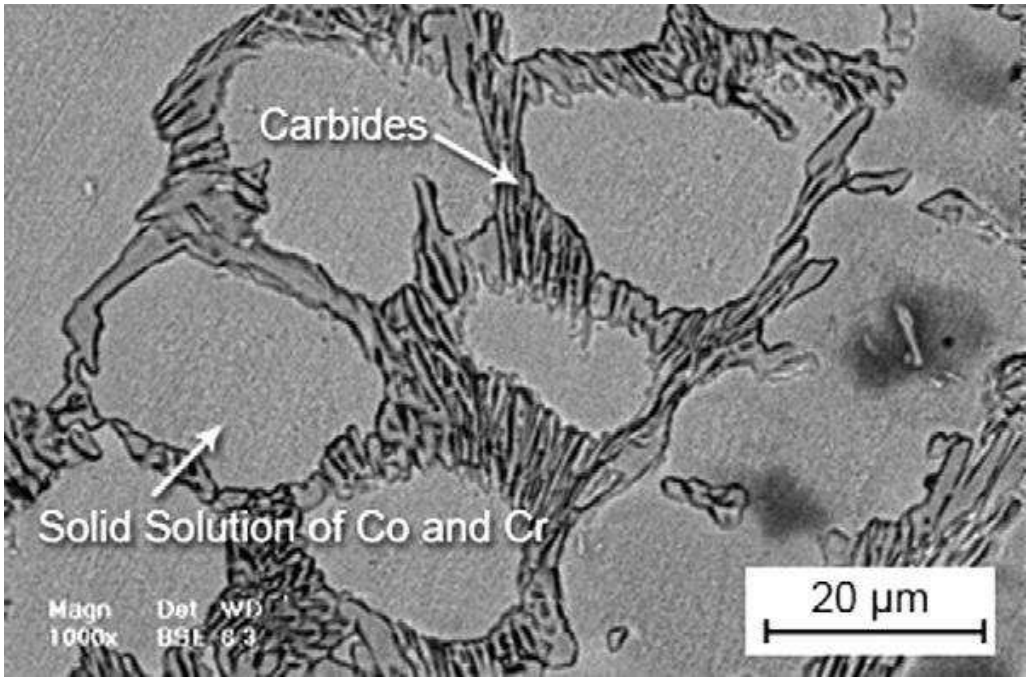
De plus, une étude menée à EDF R&D [Mil05] fait état d'un grand nombre de défauts cristallins dans les grains d'austénite (dislocations, macles).

1.1.3.2 Propriétés mécaniques

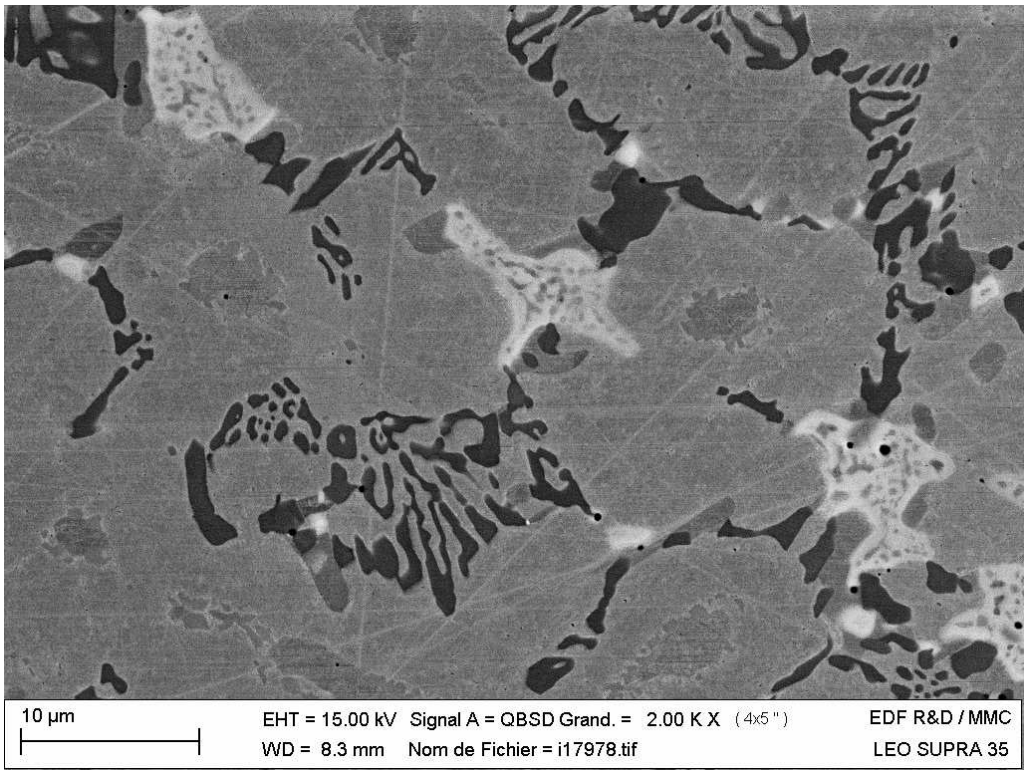
Propriétés générales

Le tableau 1.2 présente quelques résultats d'études menées par EPRI et Framatome sur le Norem02 déposé par PTA. Ces données sont tirées du rapport technique [For04] et sont énoncées ici à titre indicatif, car les caractéristiques mécaniques peuvent être différentes

1. la dénomination M_yC_z désigne un carbure formé par y atomes métalliques M liés à z atomes de carbone par des liaisons fortes carbone-métal. M désigne les éléments carburigènes susceptibles de s'allier au carbone lors de sa précipitation : pour le Norem02, ces éléments sont Fe, Cr, Mn, Mo.



Micrographie MEB de Stellite6 en milieu de revêtement [GSA11].



Micrographie MEB de Norem02 en milieu de revêtement.

FIGURE 1.1: Comparaison de micrographies MEB de Stellite6 et de Norem02.

selon les paramètres utilisés lors du soudage. Certains paramètres sont aussi donnés pour un acier inoxydable 316L comme point de comparaison [Can05].

Matériau	Norem02	316L
Dureté HRc	42	27
Dureté Vickers	412 - 441	280
Limite à la rupture	949 MPa	610 MPa
$Rp_{0,2}$ [2]	678 MPa	310 MPa
Allongement	0,5 %	32 %
énergie Charpy	30 J	55 J
Dilatation [ambiante $\rightarrow$ 400°C]	$1{,}58.10^{-5}°C^{-1}$	$1{,}6.10^{-5}°C^{-1}$
Dilatation [400°C $\rightarrow$ 230°C]	$1{,}79.10^{-5}°C^{-1}$	$1{,}6.10^{-5}°C^{-1}$
Dilatation [230°C $\rightarrow$ ambiante]	$1{,}43.10^{-5}°C^{-1}$	$1{,}6.10^{-5}°C^{-1}$

Tableau 1.2: Caractéristiques du Norem02 issues d'études EPRI et Framatome [For04]

Le but de l'analyse dilatométrique est de déterminer s'il y a un changement de phase dans le matériau, et à quelle température il se produit. D'autre part, le coefficient de dilatation thermique d'un matériau peut avoir un impact sur l'apparition des contraintes résiduelles lors du refroidissement s'il est très différent entre métal de base et d'apport.

Les essais de Framatome et de l'EPRI ont été effectués seulement dans la gamme de température d'utilisation des revêtements en Norem. Un seul coefficient de dilatation a été mesuré lors de la montée en température jusqu'à 400°C. Par contre, lors de la descente en température, le coefficient de dilatation a changé de valeur à 230°C. L'existence de deux valeurs différentes tend à montrer qu'il y a eu un changement de phase du matériau.

Cette observation est infirmée par les résultats des essais CEA/SRMA [Mil05] obtenus sur une nuance de Norem02. Durant cette campagne d'essais, trois éprouvettes (deux prélevées au bord du dépôt, la troisième prélevée au centre) ont été testées en dilatométrie entre 20°C et 400°C, avec une vitesse de chauffe de $1°C.s^{-1}$. Un dilatomètre de trempe Adamel DT1000 a été employé.

Les résultats de ces essais sont présentés figure 1.2. L'évolution du coefficient de dilatation suit une pente linéaire d'équation :

$$\alpha(T) = 8{,}95.10^{-9} \cdot T + 1{,}37.10^{-5} \tag{1.1}$$

Aucun changement notable de la valeur du coefficient de dilatation n'est observable lors de la descente en température. Ceci semble donc indiquer qu'il n'y a pas de changement de phase du matériau entre 20°C et 400°C. Une étude [Ste03] met en évidence une instabilité microstructurale à partir de 200°C, mais des essais en diffraction des RX et des observations au microscope électronique à transmission (MET) démontrent qu'elle est uniquement due à la présence de martensite d'écrouissage [Mil05]. Celle-ci, formée lors de l'usinage final du dépôt de Norem02 sur une épaisseur de quelques dizaines de microns, n'a pas d'impact avéré sur le comportement en service.

Température (°C)	Coefficient de dilatation thermique (x10^{-6}°C^{-1})
50	14,2
100	14,6
150	15,1
200	15,5
250	16,0
300	16,4
350	16,9
400	17,3

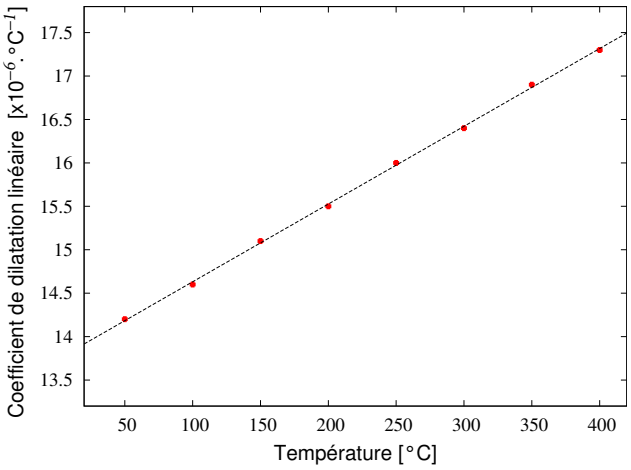


FIGURE 1.2: Coefficients de dilatation thermique instantanée issus d'essais CEA/SRMA [Mil05]

Propriétés tribologiques des revêtements durs

Le cobalt est l'élément clé de beaucoup de revêtements durs résistants à l'usure. On attribue cette résistance à la transformation martensitique de la couche superficielle d'un alliage de cobalt d'une structure cubique faces centrées métastable vers une structure hexagonale compacte, réduisant ainsi le coefficient de friction du revêtement [PJH02].

Si les études concernant la microstructure et les propriétés thermomécaniques du Norem02 sont rares dans la littérature, d'autres propriétés mécaniques spécifiques aux revêtements durs ont fait l'objet d'un nombre important d'études. La résistance à l'usure est en effet une caractéristique mécanique primordiale dans le choix d'un matériaux pour les revêtements et un des principaux critères visés lors de l'élaboration de l'alliage Norem. Pour la quantifier, il existe différents moyens expérimentaux complémentaires. Pour faire un bilan des essais d'usure existants, trois types de tests sont répertoriés dans le rapport EPRI [EPR99]. Ces tests concernent l'usure par glissement, l'usure adhésive, et l'usure par cavitation-érosion. Ils ne sont pas normalisés. Toutefois, les résultats d'essais d'usure présents dans la bibliographie comparent toujours les mesures pour des nouveaux matériaux à celles réalisées sur des surfaces stellitées, utilisées comme références.

La détermination de la résistance à l'usure par glissement d'un matériau revient expérimentalement à évaluer ses caractéristiques de friction. Les paramètres typiques qui sont fournis par les essais mis en place sont la perte de matière, le taux de surface endommagée et le coefficient de frottement.

L'essai d'usure par glissement consiste à faire coulisser linéairement et sous charge un pion revêtu en Stellite6 sur la surface testée. La perte de masse et un coefficient de frottement sont mesurés. Des essais de ce type ont été réalisés par EPRI sur des alliages Norem02, Stellite6 et Stellite21. Les résultats de perte de poids après 1000 cycles à température ambiante et à température de 315°C obtenue avec de la vapeur sèche sont représentés dans le tableau 1.3.

D'après ces résultats, l'alliage Norem02 est plus résistant que le Stellite6 et le Stel-

		Coefficient de frottement			
Alliage	ΔW (mg)	Début	100 cycles	1000 cycles	Milieu
Norem02	1,3	0,17	0,25	0,28	Température
Stellite6	1,9	0,18	0,26	0,26	ambiante
Stellite21	1,6	0,23	0,34	0,37	Eau déionisée
Norem02	1,7	0,32	0,34	0,36	315˚C
Stellite6	1,8	0,24	0,33	0,37	Vapeur sèche
Stellite21	2,7	0,34	0,42	0,42	
Note : ΔW représente la somme totale des variations de masse obtenues lors du glissement de la vis et de la plaque sur une moyenne de 3 mesures.					

Tableau 1.3: Résultats de coefficients de frottement sur NOREM02 en comparaison avec le Stellite [For04]

lite21, que ce soit à température ambiante ou à 315˚C. Le coefficient de frottement du Norem02 est comparable à celui du Stellite6 mais plus faible que celui du Stellite21 à température ambiante. À 315˚C, il est équivalent pour le Norem02 et le Stellite6, sauf pour les tous premiers cycles, et toujours plus élevé pour le Stellite21. Enfin, les plus fortes variations de coefficient de frottement sont observées dans les 100 premiers cycles.

L'usure adhésive se traduit par une augmentation progressive du jeu nécessaire au fonctionnement des mécanismes et peut s'accompagner de détériorations de surface visibles à l'œil nu. Les surfaces en contact se déforment plastiquement, particulièrement au niveau des aspérités de rugosité. Sous l'effet de la déformation, la surface formée est une surface « fraîche » donc très réactive et qui peut soit s'oxyder, soit réagir avec une autre surface fraîche antagoniste.

La résistance à l'usure adhésive est une caractéristique importante d'un organe de robinetterie soumise à de forts chargements cycliques. C'est le type d'usure rencontré dans les composants de robinetterie, tout particulièrement les opercules et les sièges qui sont en contact. Une usure trop importante peut engendrer une perte d'étanchéité. L'usure adhésive se caractérise par des jonctions interfaciales qui s'établissent entre les aspérités des surfaces en contact. Ces aspérités sont soumises à des contraintes locales élevées et subissent des déformations élastiques et plastiques qui provoquent un rapprochement des atomes et la création de liaisons interfaciales.

Les essais d'usure adhésive reprennent le même principe que ceux d'usure par glissement. Cette fois, le pion est mis en rotation sur la surface revêtue. On mesure toujours la perte de masse et on détermine le coefficient de frottement.

Le tableau 1.4 présente quelques résultats d'essais d'usure par adhésion réalisés par EPRI.

Les résultats indiquent que les alliages de Norem02 ont dans leur globalité une résistance à l'usure par adhésion équivalente à celle des alliages de Stellite6. Des ajustements

	Endommagement de la surface (en μm) selon la pression exercée							
	Test à l'air			Test dans l'eau			Dureté Rc	
Alliage	135MPa	270MPa	415MPa	135MPa	270MPa	415MPa	Avant	Après
Norem02 (PTA)	0,5	1,4	2,0	0,5	1,0	1,3	38	41
Norem02A (TIG)	0,2	0,7	1,1	0,2	0,6	1,1	38	41
Norem03A (MAG)	0,3	0,7	1,5	0,4	0,4	0,9	37	39
Norem04A (SMAW)	0,2	0,7	1,2	0,3	0,6	1,1	37	40
Stellite6 (TIG)	0,6	1,2	1,8	0,4	0,6	0,9	40	40
Stellite21 (TIG)	0,9	1,7	2,2	0,4	0,9	1,2	27	38
Norem02 (TIG)	0,4	0,4	1,2	0,3	0,5	1,1	38	41
Norem02 (PTA) sur substrat Norem02 (PTA)	0,2	1,1	1,8	0,3	0,8	1,8	39	43

Tableau 1.4: Résultats de tests d'endommagement par usure adhésive sur différentes formulations de Norem02 en comparaison avec le Stellite [Vik94]

dans les compositions chimiques aboutissent à des formulations de la poudre de Norem spécifiques à chaque procédé de dépôt. La résistance à l'usure à l'adhésion est comparable dans le cas du Norem02A déposé en trois couches par le procédé TIG, du Norem03A déposé par MAG et du Norem04A déposé électrode enrobée (SMAW).

Un autre phénomène couramment rencontré est l'érosion par particules en suspension dans des fluides. Les dégradations sont induites par l'énergie cinétique des particules transportées par le fluide. L'érosion qui en résulte dépend de la vitesse, de l'angle d'impact, du nombre et de la taille des particules.

D'après [CD98], pour les faibles angles d'impact se produit essentiellement le mécanisme d'usure par effet de coupe. Les revêtements durs sont par nature résistants face à ce mode d'usure, car celle-ci dépend directement de la dureté du matériau. À l'inverse, lorsque les angles d'impact sont élevés, la surface est déformée. La résistance d'un matériau dur est alors plus faible que celle d'un matériau ductile et tenace.

La cavitation correspond quant à elle à l'usure des matériaux sous l'effet de l'explosion de bulles de vapeur du fluide. La répétition de ces explosions au voisinage de la surface engendre des ondes de choc amenant une dégradation par fatigue mécanique avec amorçage de fissures superficielles et formation de piqûres. La cavitation se caractérise d'abord par la formation de bulles consécutive à une chute de pression. La croissance et l'explosion de ces bulles lorsque la pression du fluide descend sous une valeur critique peuvent conduire, suivant la nature du fluide, à des pressions de l'ordre de 1000 MPa et à des températures dépassant 1000˚C en quelques millisecondes [CD98].

L'usure par cavitation se manifeste dans de nombreuses réalisations techniques. Elle est la conséquence de l'action conjuguée de la cavitation et de la corrosion des surfaces mises à nu par la cavitation. Afin de réduire autant que possible ses effets, il est nécessaire de limiter les gradients de pression (changements progressifs de sections) et choisir des matériaux de grande ténacité pouvant amortir les ondes de choc [CD98].

Une campagne de tests d'usure par cavitation-érosion, dont les résultats sont présentés

dans le tableau 1.5, a également été menée par l'EPRI. Les alliages Norem02 choisis ont été déposés par procédé TIG. Il n'y a aucune trace dans la littérature d'essais de ce type menés sur des revêtements en Norem02 déposés par PTA. La pression a été maintenue constante à 40 MPa. La perte de masse des échantillons est représentative de leur taux d'usure par cavitation-érosion. Afin d'obtenir un point de comparaison, un revêtement en acier inoxydable 308 a subi les mêmes tests.

Matériau	Vitesse d'érosion en mg/h^{-1}	Vitesse relative d'érosion pour un acier inoxydable 308
EPRI/AMAX B4	4,4	0,14
EPRI/AMAX B1	5,9	0,19
Norem02 C2	2,2	0,07
Stellite21	7,3	0,23
Inox 308	31,6	1,00

Tableau 1.5: Résultats de vitesses d'érosion sur Norem02 C2 en comparaison avec d'autres alliages [For04]

Les alliages de Norem02 type B4, B1 (ici dénommés EPRI/AMAX B4 et B1), et C2, tous trois déposés par TIG ont été comparés au Stellite21. Tous les alliages de Norem02 montrent une résistance à l'érosion surpassant celle du Stellite21. La composition chimique du Norem02 C2 a donné les meilleurs résultats. La vitesse d'érosion pour tous les alliages de Norem02 est à peu près équivalente, environ six fois moindre que celle de l'acier inoxydable 308 pris pour comparaison.

En outre, le procédé de soudage PTA présente l'avantage par rapport au TIG de diminuer les variations de composition chimique entre le revêtement déposé et le Norem sous forme de poudre avant dépôt. Ceci est principalement dû à la plus grande concentration de la source de chaleur, qui permet d'atteindre des températures plus localisées et plus importantes en soudage PTA. Les niveaux de contraintes résiduelles ainsi que les taux de dilution du métal d'apport dans le métal de base obtenus avec les deux procédés sont donc différents.

1.2 Description des procédés de dépôt de revêtements

1.2.1 Généralités

Le dépôt de revêtement est un traitement de surface ayant pour but de modifier les caractéristiques d'une surface, soit pour lui conférer une fonction nouvelle selon l'application à laquelle elle est destinée, soit pour améliorer certaines de ses propriétés, comme c'est le cas pour les revêtements durs anti-usure. Concernant les matériaux métalliques, on distingue généralement les dépôts par voie thermique, par voie humide, et par voie sèche. Parmi ces derniers, la projection thermique permet de réaliser des dépôts de revêtements épais, par projection sur le métal de base d'un matériau d'apport.

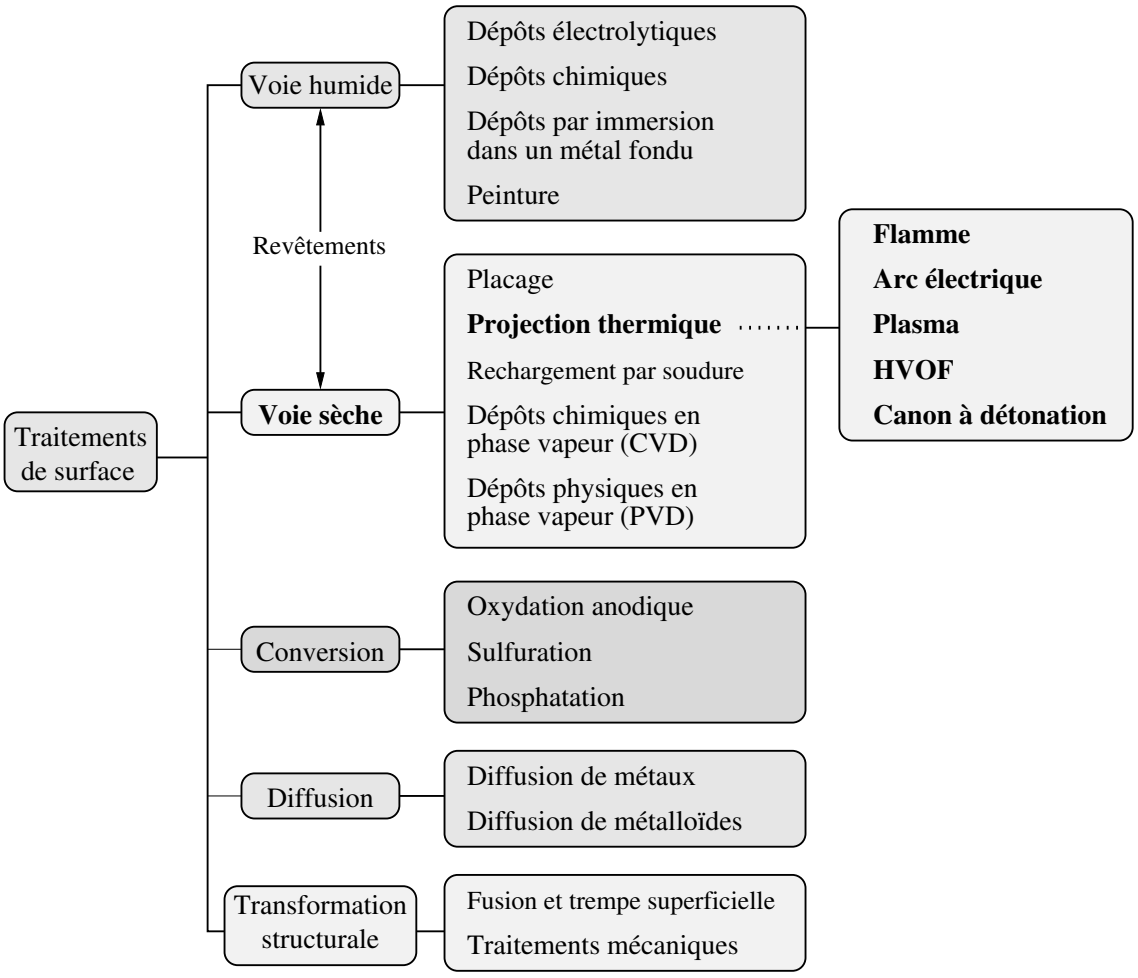


FIGURE 1.3: La projection thermique parmi les procédés utilisés en traitement de surface [Pro99]

La figure 1.3 présente les principales techniques utilisées en traitement de surface [Pro99]. Les procédés de projection thermique sont en beaucoup de points similaires aux procédés de soudage. Le procédé PTA est d'ailleurs souvent qualifié de soudage plasma, ce qui se justifie par de très fortes analogies avec les procédés de rechargement à l'arc électrique, que ce soit au niveau de la soudabilité opératoire ou de la modélisation numérique du procédé. La distinction généralement admise entre projection thermique et soudage réside dans la fusion ou non d'une partie du métal de base, conduisant à une dilution du métal d'apport.

Le soudage a pour objectif d'obtenir soit un assemblage entre deux pièces primitivement disjointes, soit un dépôt, par fusion locale non entretenue. Il est dit homogène quand les deux pièces, ainsi que le métal d'apport du joint, ont une composition chimique identique ou voisine, et hétérogène dans le cas contraire. Les différents moyens possibles d'obtenir un joint soudé sont la pression pure, la pression avec diffusion activée

thermiquement, et enfin la fusion. Les dépôts de Norem02 sont donc réalisés par soudage hétérogène par fusion. Cette étude prend le parti de placer le dépôt de revêtement plasma parmi les procédés de rechargement par soudure plutôt que par projection thermique, puisqu'il donne lieu à la fusion d'une partie du métal de base. Une macrographie de la zone de liaison entre le métal de base et le métal d'apport, figure 1.4, montre que la continuité de la liaison métallique est assurée.

FIGURE 1.4: Macrographie de l'interface entre le métal d'apport et métal de base.

Le soudage par fusion implique de fournir une énergie suffisante pour élever la température et liquéfier le métal. Les sources de chaleur en soudage à l'arc sont nombreuses, chaque procédé ayant pour caractéristiques communes un apport de chaleur rapide et très localisé, ainsi qu'une évacuation des calories permettant la solidification et le refroidissement.

Il existe une grande variété de procédés de soudage par fusion. Le choix d'un procédé se fait en prenant en compte un certain nombre de paramètres :

- la taille et l'épaisseur de la pièce,
- la soudabilité métallurgique dépendant des matériaux de base et d'apport,
- la soudabilité opératoire dépendant notamment de la forme du joint soudé et de la pièce,
- l'oxydation à chaud de la liaison,
- la vitesse d'exécution,
- les problèmes liés aux distorsions et à la présence de contraintes résiduelles.

Parmi tous les procédés de soudage par fusion, on distingue les procédés par énergie de rayonnement (laser et faisceau d'électrons), les procédés par résistance (effet Joule : par points, à la molette, par bossage), étincelage (soudage en bout) et induction (haute et moyenne fréquences) et enfin les procédés à l'arc électrique, terme générique désignant les procédés au cours desquels un arc électrique est créé entre une électrode et les pièces à assembler. Parmi ces derniers, on trouve :

- les procédés à l'arc avec électrode fusible (MIG-MAG (fil plein), SMAW (électrode enrobée), FCAW (fil fourré)). L'énergie calorifique est donnée par un arc électrique jaillissant entre l'électrode et le métal de base. Le soudage à l'arc électrique avec électrodes enrobées est utilisé pour le soudage des aciers au carbone, des aciers faiblement alliés, et des aciers inoxydables. Un des intérêts des procédés MIG/MAG est qu'ils sont facilement automatisables, donc il est relativement aisé de contrôler chaque paramètre intervenant dans l'énergie de soudage.
- les procédés à l'arc submergé sous flux solide (SAW). L'arc est transféré du fil-électrode vers le métal de base à travers le flux. Ainsi, le rayonnement lumineux de l'arc est circonscrit. Le fil plein, ou le feuillard, est dévidé soit à vitesse constante, soit à vitesse variable de sorte à avoir une énergie de soudage constante. Le laitier résultant de la fusion du flux recouvre le bain ainsi que le cordon de soudure. Après refroidissement, le laitier est détaché du cordon de soudure, et le flux en excès est récupéré afin d'être réutilisé.
- les procédés à l'arc avec électrode réfractaire (TIG). L'arc électrique est établi entre la pièce à souder et une électrode non fusible en tungstène protégée par un gaz inerte (argon ou hélium), d'où le nom du procédé : Tungsten Inert Gas. Le soudage TIG est utilisé pour le soudage des tôles minces et des métaux particulièrement difficiles à souder. Dans l'industrie nucléaire, il est utilisé pour le soudage des robinets de petite taille.
- le soudage automatique par plasma. Il constitue l'évolution technologique de l'arc libre sous gaz neutre (TIG). Le soudage plasma est essentiellement utilisé pour le soudage ou le rechargement des aciers inoxydables et alliages nobles.

D'une manière générale, les procédés de soudage utilisés et qualifiés dans l'industrie nucléaire pour les composants en aciers sont le soudage à l'électrode enrobée, le soudage TIG, et le soudage plasma. Ce dernier étant le procédé employé pour le dépôt Norem02 des revêtements des portées d'étanchéité des robinets étudiés (dans sa variante plasma à arc transféré), son fonctionnement est détaillé dans la suite.

1.2.2 Le procédé plasma à arc transféré (PTA : Plasma Transferred Arc)

Parmi les techniques existantes de dépôt de revêtements durs, celle principalement utilisée pour le dépôt du Norem02 est le rechargement par plasma à arc transféré (PTAW). Ce procédé permet d'obtenir d'excellentes propriétés métallurgiques [LS01], et ainsi d'at-

teindre les propriétés mécaniques recherchées.

Le soudage plasma à arc transféré est un procédé de dépôt de revêtement ou de rechargement par soudure à l'arc comparable au soudage TIG sous protection de gaz inerte avec une électrode infusible (tungstène). Le rechargement est réalisé à l'aide d'une torche spéciale à plasma (schématisée figure 1.5 avec introduction automatique de poudre métallique atomisée, soit par création d'un arc électrique entre l'électrode infusible de tungstène (de Ø2,0 mm à Ø8,0 mm) et la tuyère (soudage plasma à arc soufflé) soit par création d'un arc électrique directement entre l'électrode de tungstène et la pièce à souder (soudage plasma à arc transféré).

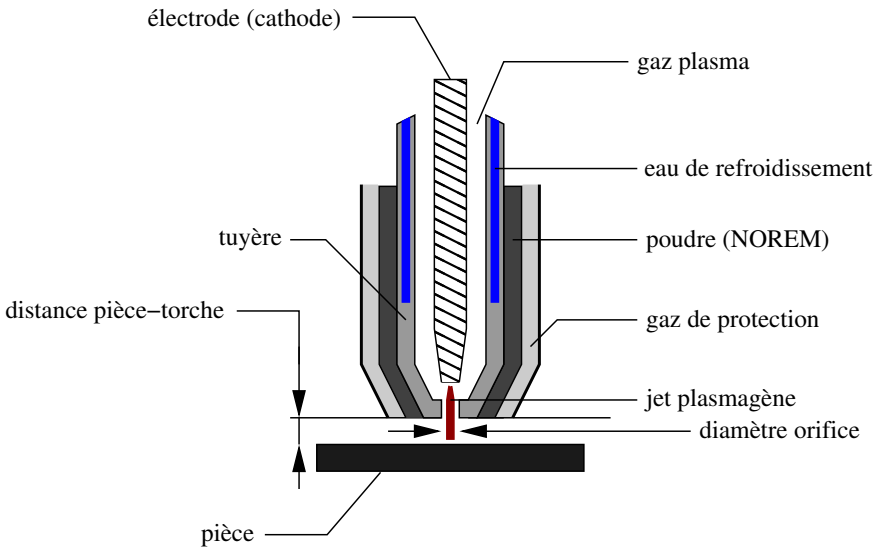


FIGURE 1.5: Schéma simplifié d'une torche de soudage PTA

Comme pour le soudage TIG, la fusion du métal est assurée par l'apparition entre la torche de soudage et la pièce d'un arc électrique. Le procédé plasma s'en distingue néanmoins par la présence d'une tuyère, comme on le voit sur la figure 1.5. Celle-ci permet la constriction mécanique à travers un orifice calibré de l'arc électrique dans une colonne de gaz (Ar ou Ar+H_2) qui génère une énergie calorifique très élevée par ionisation du gaz à une température voisine de 18000 K. Le confinement de la colonne d'arc conduit à une densité d'énergie très élevée. De ce fait, l'arc plasma possède une énergie supérieure à celle d'un arc libre de même intensité. L'énergie calorifique de l'arc fait fondre très localement la surface de la pièce à revêtir et la poudre métallique pour constituer le bain de fusion et, après refroidissement, le cordon de soudure. La poudre métallique atomisée (de 25 à 150 μm) est amenée automatiquement dans la torche de soudage à partir d'un distributeur de poudre (de 0,2 kg.h^{-1} à 15 kg.h^{-1}) par un jet d'argon pour homogénéiser la poudre dans la colonne plasma. L'électrode de tungstène est protégée par un courant de gaz appelé gaz plasmagène (débit de 0,5 à 8 l.min^{-1}). Le bain de fusion est protégé de l'atmosphère externe par un cône de gaz de protection (débit de 10 à 30 l.min^{-1}, de

nature Ar, Ar+He, Ar+H_2 ou N+H_2). Un générateur électrique fournit le courant continu avec une intensité variant de 10 à 300 A pour le plasma.

En soudage PTA, où l'arc est transféré, l'arc pilote, conducteur, créé par ionisation du gaz plasmagène, assure le transfert et l'entretien d'un second arc, dit transféré. Il participe également à la fusion de la poudre qui passe dans la flamme. L'arc transféré amène la surface de la pièce à recharger à une température dépassant son point de fusion, et assure la fusion complète de la poudre, assurant ainsi la formation d'un bain de fusion.

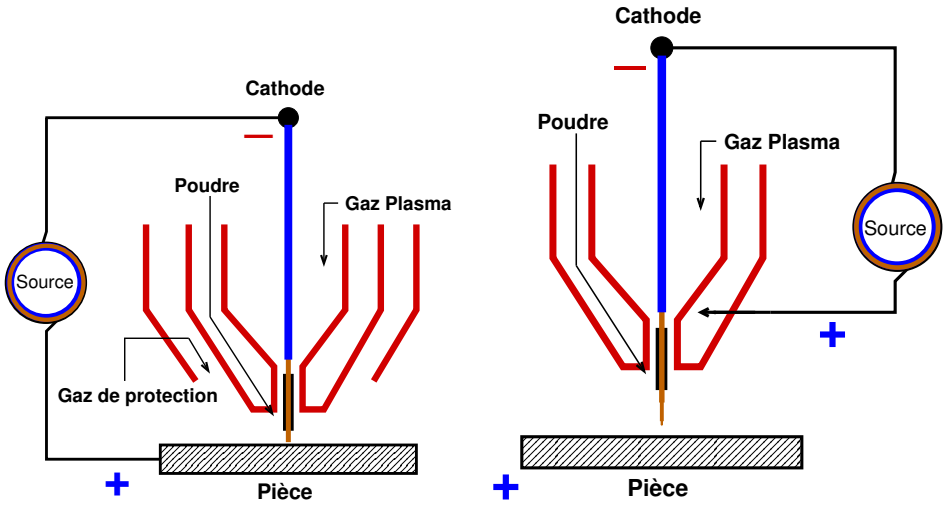


FIGURE 1.6: Modes de transfert de l'arc en soudage plasma

À l'inverse, en soudage plasma à arc soufflé, il n'y a formation que d'un seul arc. L'énergie plasma délivrée au niveau de la torche est utilisée pour fondre la poudre et la projeter sur la pièce (cf. figure 1.6). Il n'y a alors plus dilution du métal de base. On parle alors de projection, et non de soudage. La granulométrie de la poudre doit être inférieure à 30 μm, contrainte que l'on n'a pas en mode arc transféré.

Les avantages du soudage plasma à arc transféré sont :

- l'aspect des cordons de soudure, qui peuvent présenter des taux de dilution inférieurs à 10% (généralement de 3 à 7% [SSR$^+$07]) et des taux de porosité quasi nuls la dilution de l'alliage déposé est faible, et la taille de la ZAT limitée ;
- l'automatisation du procédé, qui permet la précision dimensionnelle des soudures, la reproductibilité, ainsi que l'utilisation en environnement hostile ;
- la possibilité de souder des pièces de très faible épaisseur en comparaison aux procédés conventionnels de soudage, cette épaisseur (0,1 à 3 mm) étant tout de même importante en comparaison des procédés de projection thermique.

1.2.3 Spécificités du dépôt de Norem02 PTA

D'après les recommandations de l'EPRI [EPR99], lorsque le dépôt est réalisé sur un alliage de fonderie, une sous-couche de beurrage doit être déposée pour sceller le métal de base et fournir un cordon de soudure sain sur lequel déposer le Norem02. Un préchauffage à une température minimale de 93°C est recommandé lorsque plus de trois couches de revêtement dur doivent être déposées. Il doit être maintenu pendant toute la durée de l'opération de soudage. Il est de plus recommandé de ne pas dépasser l'énergie de soudage atteinte lors du dépôt de la première couche pour les dépôts suivants. La pièce doit être maintenue dans un milieu isolant thermiquement immédiatement après soudage afin de réduire les vitesses de refroidissement. Généralement, le refroidissement de la pièce se fait dans la vermiculite dans le but de réduire la vitesse de refroidissement dans la zone des basses températures.

L'arc plasma présente une densité d'énergie très élevée, ce qui permet de réduire le transfert de chaleur au métal de base et d'accélérer la solidification du bain de fusion. Par conséquent, le taux de dilution qui représente le rapport entre le volume de substrat fondu et le volume total du bain de métal liquide, est faible. Un taux de dilution faible indique que le rechargement est constitué pour une part très importante de métal d'apport, et donc que les caractéristiques du dépôt sont proches de celles du métal d'apport et non de celles d'un mélange entre le métal d'apport et le métal de base. Sur les observations micrographiques réalisées sur des coupes de Norem02 déposé par soudage PTA, il est très difficile de distinguer la ZAT, comme on peut s'en rendre compte sur la figure 1.7.

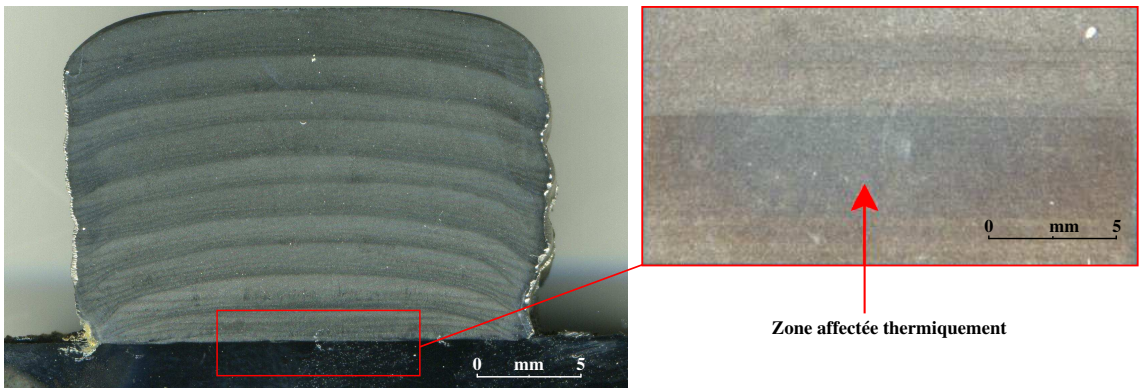


FIGURE 1.7: Coupon de Norem02 déposé sur un substrat en acier 316L, après polissage et attaque chimique (HNO_3-HF) - 10 couches déposées

D'une manière générale, le taux de dilution a une importance non négligeable sur la soudabilité d'un matériau pour un procédé donné par un apport plus ou moins important d'éléments d'alliage contenus dans le métal de base et dilués dans le métal fondu. La détermination du pourcentage de dilution est primordiale lors de l'assemblage par soudage de matériaux dissemblables (hétérogènes ou mixtes) et d'aciers plaqués afin de

connaître les structures métallurgiques des zones fondues. Elle permet de sélectionner le type de métal d'apport à utiliser pour optimiser la soudabilité métallurgique du joint à partir du diagramme de Schaeffler, présenté figure 1.8, qui est utilisé en calculant l'équivalent matériau du métal de base, indice destiné à prédire la structure du métal à partir d'un équivalent chrome (éléments alphagènes) et d'un équivalent nickel (éléments gammagènes).

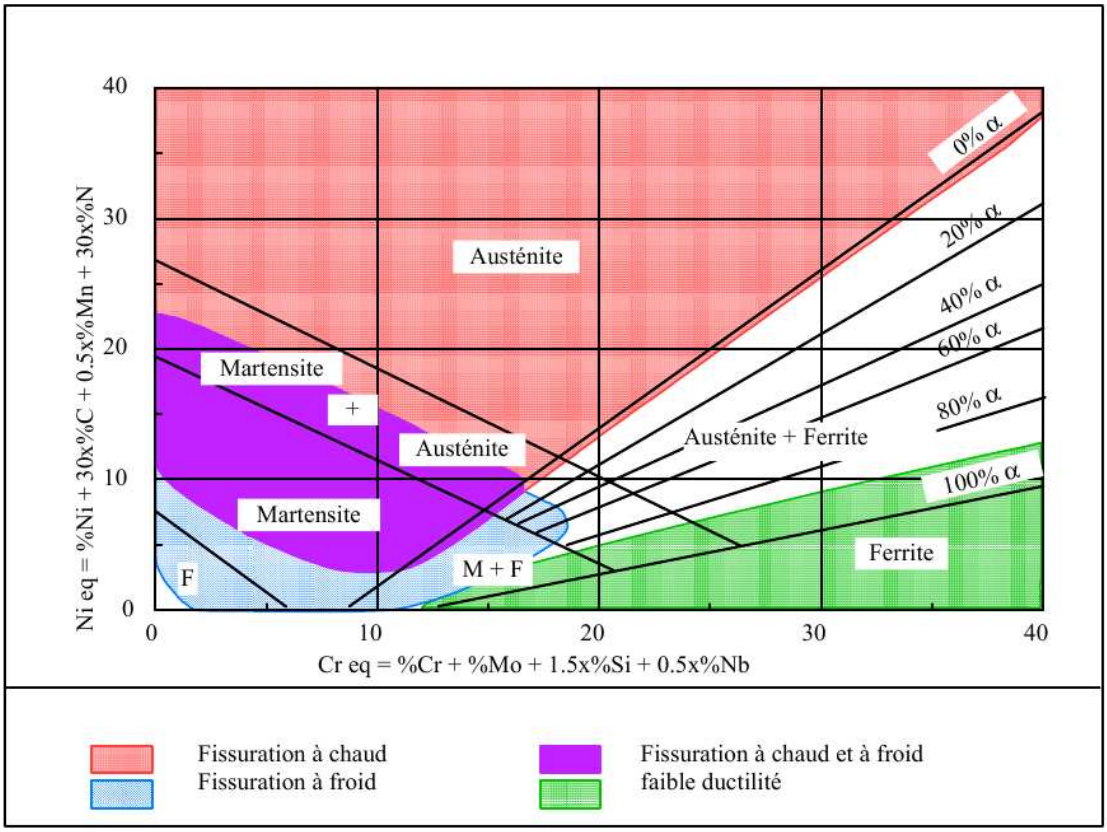


FIGURE 1.8: Domaines relatifs aux différents risques métallurgiques sur un diagramme de Schaeffler [Bon01]

Ce type de diagramme, d'abord mis au point par Schaeffler [Sch49], ensuite enrichi par Kotecki [Kot92], permet de choisir un métal d'apport adapté, garant de bonnes propriétés métallurgiques, d'apprécier la structure de la zone fondue, et d'appréhender les différents risques métallurgiques lors du soudage. Son intérêt est l'attribution de caractéristiques générales à chaque domaine et, de ce fait, la prédiction de la nature des risques métallurgiques propres à chacun d'eux :

- domaine austénitique : risque de fissuration à chaud
- domaine martensitique : risque de fissuration à froid
- domaine ferritique : faible ductilité

Les formules complètes de Schaeffler [Sch49] de calcul de l'équivalent nickel et de

l'équivalent chrome sont :

$$Ni_{\text{équivalent}} = Ni + 0,5 \cdot Mn + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Co \tag{1.2}$$

$$Cr_{\text{équivalent}} = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb + 0,5 \cdot Ta + 2 \cdot Ti + W + V + Al \tag{1.3}$$

Le tableau 1.6 donne la composition chimique de la poudre de Norem02 avant dépôt du revêtement.

Élément	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	N_2	Fe	Co
Composition	1,23 %	4,3 %	25,4 %	3,38 %	4,0 %	2,0 %	0,17 %	Bal	0,01 %

Tableau 1.6: Composition chimique de la poudre de Norem02A destinée au procédé PTA - Données fournisseur (DELORO STELLITE) [Mer08]

En appliquant les formules de Schaeffler au cas du Norem02A, on obtient :

$$Ni_{\text{équivalent}} = Ni + 0,5 \cdot Mn + 30 \cdot C = 43,1 \tag{1.4}$$

$$Cr_{\text{équivalent}} = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb = 32,5 \tag{1.5}$$

Les formules de Kotecki [Kot92], qui, à la différence de celles de Schaeffler tiennent compte de la concentration en azote, donnent :

$$Ni_{\text{équivalent}} = Ni + 35 \cdot C + 20 \cdot N + 0,25 \cdot Cu = 50,5 \tag{1.6}$$

$$Cr_{\text{équivalent}} = Cr + Mo + 0,7 \cdot Nb = 27,4 \tag{1.7}$$

où :
- les concentrations de chaque élément sont exprimées en pourcentage massique, comme dans le tableau 1.6
- $Ni_{\text{équivalent}}$ est la contribution des éléments gammagènes, qui élargissent le domaine de stabilité de l'austénite. En règle générale, ces éléments possèdent une structure cubique faces centrées (CFC) comme l'austénite.
- $Cr_{\text{équivalent}}$ est la contribution des éléments alphagènes qui au contraire le diminuent. Ces éléments ont une structure cubique centrée (CC). Ils favorisent la structure ferritique de l'acier.

Les différents modes de calcul [équations 1.4, 1.5, 1.6 et 1.7] de ces indices ne permettent pas d'appliquer cette méthode de prédiction au cas du Norem02 car sa composition chimique est trop éloignée de celle des aciers inoxydables, pour lesquels ils ont été conçus. Ceci est dû à la concentration plus élevée en carbone du Norem02 par rapport à un acier inoxydable. Il existe encore d'autres formules permettant de calculer les équivalents nickel et chrome, permettant ainsi une adaptation à des aciers spécifiques [DeL74], en prenant en compte notamment l'azote, qui est un élément très fortement gammagène et qui n'apparaît pas dans la formulation de Schaeffler. Mais dans tous les cas, les équivalents matériaux

obtenus pour le Norem02 sortent des domaines d'application. Toutefois, nous pouvons supposer, par prolongation du diagramme de Schaeffler, que le Norem02 est proche d'un acier inoxydable austénitique, car le carbone est un très fort stabilisant austénitique. En outre, dans le cas d'un matériau multiphasé, il peut être intéressant d'appliquer ces formules séparément à chacune des phases, une fois leur composition connue [3].

1.3 Les dépôts de revêtement et les phénomènes physiques induits

1.3.1 Éléments de compréhension

Le dépôt de revêtement par soudage peut être décrit comme un bref passage à très haute température d'une petite quantité de métal, suivi d'une phase de refroidissement, le plus souvent libre, par conduction dans la masse des pièces soudées et dans les éléments du poste de travail, et par convection et rayonnement dans l'air. Le cycle thermique subi détermine la structure métallurgique finale du joint soudé, différente du métal de base.

La figure 1.9 schématise les parties remarquables d'une vue en coupe de cordon de soudure. On y distingue :

- la **ZF** (zone fondue), où la température de pic de soudage est supérieure au solidus de l'acier considéré (métal d'apport). La composition du métal fondu résulte de la composition du métal d'apport, de la composition du métal de base et des interactions avec l'environnement. La structure métallurgique obtenue après solidification dépend, quant à elle, du cycle de refroidissement. Dans le cas du soudage PTA, la pression du gaz plasma joue également un rôle important, car elle a une influence sur la tension de surface du bain de fusion [ZZ99], et donc sur sa géométrie finale
- la **ZAT** (zone affectée thermiquement), plus ou moins étendue, située en bordure de la zone fondue. Elle a été soumise à une forte élévation de température sans que le métal ne subisse de fusion. Le chauffage, la composition chimique et la vitesse de refroidissement génèrent dans cette zone des modifications plus ou moins importantes de la microstructure. C'est généralement dans cette zone que sont observées les plus fortes contraintes résiduelles après refroidissement, ceci dépendant bien sûr du procédé
- la **LF** (ligne de fusion), limite jusqu'à laquelle le métal de base a été porté à la fusion. Située à la frontière de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement, elle peut être mise en évidence par la différence de structure observable de part et d'autre de cette frontière
- le **métal de base**, considéré comme non affecté, zone ne présentant pas d'élévation de température suffisante pour générer des transformations structurales observables.

Les caractéristiques mécaniques d'une soudure dépendent directement de la composition chimique du métal de base, du métal d'apport, ainsi que du cycle thermique. Ces

3. Une application des formules de Schaeffler à chaque phase consitutant le matériau est proposée en page 55. Elle nécessite la connaissance de la composition de chacune d'elles.

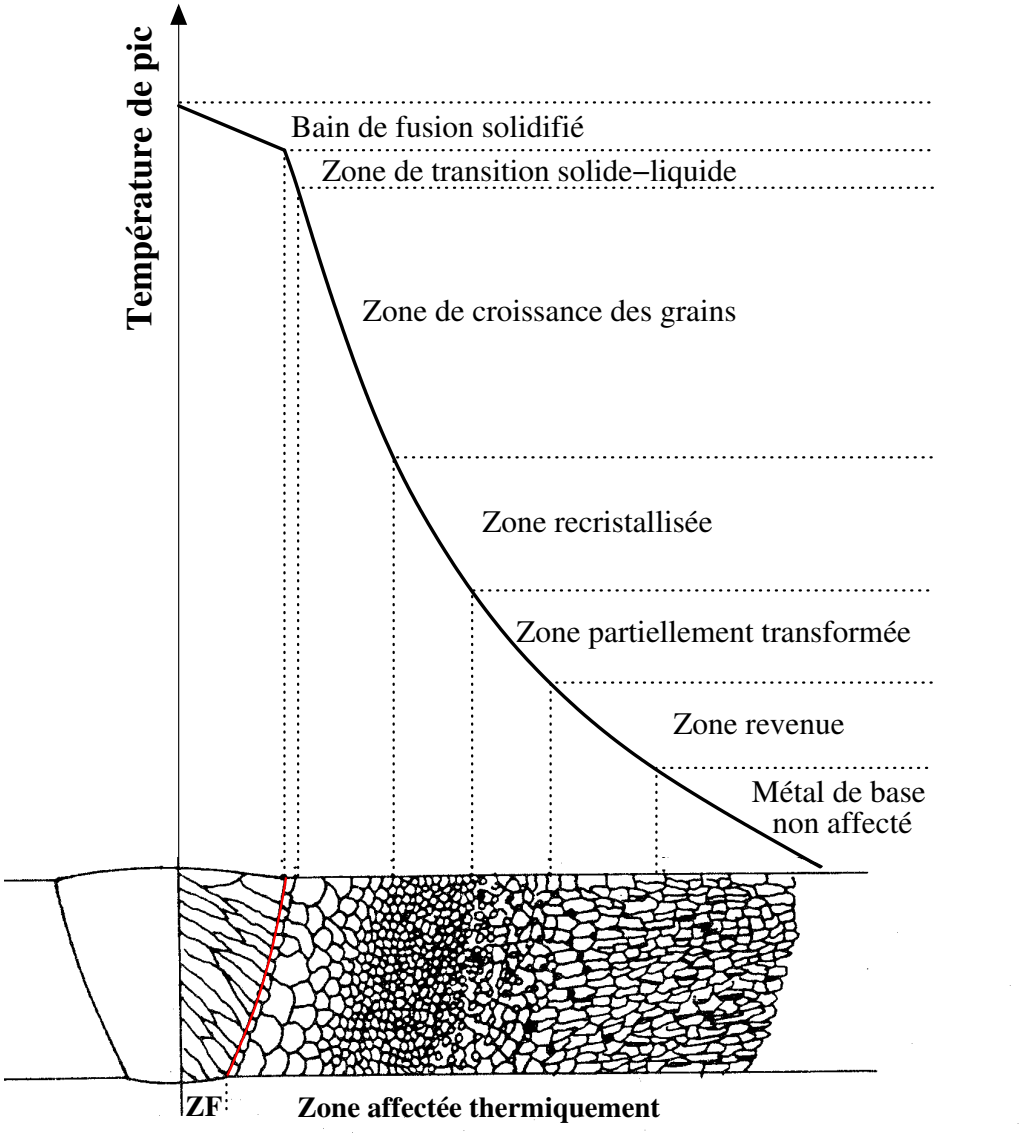


FIGURE 1.9: Schématisation des différentes zones constitutives d'un joint soudé, d'après [Eas83].

paramètres découlent du procédé de soudage utilisé, de la géométrie de la pièce, des matériaux et des choix réalisés par l'opérateur concernant le cycle thermique. L'opérateur peut donc influer sur les qualités de sa soudure en agissant sur la température du métal de base tout au long de l'opération de soudage et sur l'énergie de soudage.

Le préchauffage d'une pièce avant soudage est destiné à réduire les vitesses de refroidissement, afin de diminuer les contraintes thermiques. Ainsi, à l'issue du refroidisse-

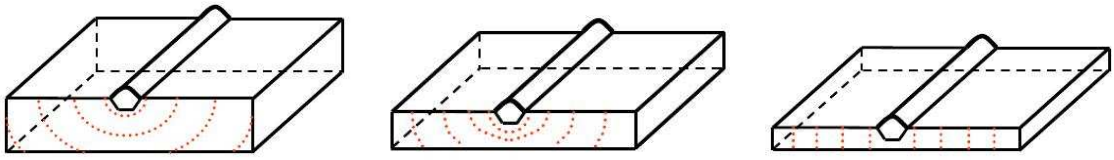
ment, les contraintes et déformations résiduelles sont plus faibles, ce qui est le but recherché dans toutes les applications de soudure. Cependant, selon le type de procédé utilisé, le préchauffage peut être superflu, alors que dans certains cas, un maintien à température élevée peut être nécessaire y compris entre les passes successives. Il dépend aussi de la nature du métal de base, du métal d'apport, de l'épaisseur des dépôts réalisés. Il est donc impossible de définir une règle générale applicable pour chaque procédé.

L'énergie de dépôt est l'énergie apportée par la source de chaleur pour constituer le bain de fusion. Elle est directement proportionnelle à la puissance moyenne fournie par l'arc électrique et inversement proportionnelle à la vitesse de soudage. L'énergie linéique est définie [4] par l'équation :

$$E_s = \frac{P_{moy}}{V_s} = \frac{I \cdot U}{V_s} \tag{1.8}$$

où :
- E_s est l'énergie de soudage en J.m^{-1},
- P_{moy} est la puissance moyenne fournie par l'arc électrique en W,
- I est l'intensité en A,
- U est la tension en V,
- V_s est la vitesse d'avance de la torche en m.s^{-1}.

Enfin, un dernier aspect d'importance lors du soudage est le régime de refroidissement. S'il est lié à la nature des matériaux ainsi qu'au procédé de dépôt, la géométrie des pièces est également un élément déterminant le type de refroidissement. En effet, l'épaisseur du produit joue un rôle important dans l'écoulement de la chaleur [Tho73]. Pour une tôle épaisse, les isothermes sont réparties dans la masse symétriquement par rapport à la ligne de fusion, alors que pour une tôle mince elles sont réparties symétriquement par rapport au plan contenant la ligne de fusion. Le régime mixte présente, quant à lui, les deux modes d'écoulement. Ces trois modes d'écoulement de la chaleur sont représentés figure 1.10.



Régime tôle épaisse Régime mixte Régime tôle mince

FIGURE 1.10: Régimes de refroidissement [CA58]

1.3.2 Couplage des phénomènes physiques

Tous les effets liés au procédé et au mode opératoire d'élaboration du dépôt, ayant une influence significative sur la qualité de celui-ci, doivent être pris en compte lors

4. en unités S.I. Généralement, l'énergie linéique de soudage est exprimée en kJ.cm^{-1} et la vitesse d'avance en cm.min^{-1}.

de la modélisation. En effet, tout procédé de soudage fait intervenir, de façon couplée, des phénomènes thermiques (fusion, solidification, convection, rayonnement), des phénomènes métallurgiques (composition des métaux, structure cristallographique) et des phénomènes mécaniques (loi de comportement, contraintes, déformations).

La figure 1.11 met en évidence la manière dont sont liés les phénomènes intervenant lors d'une opération de soudage :

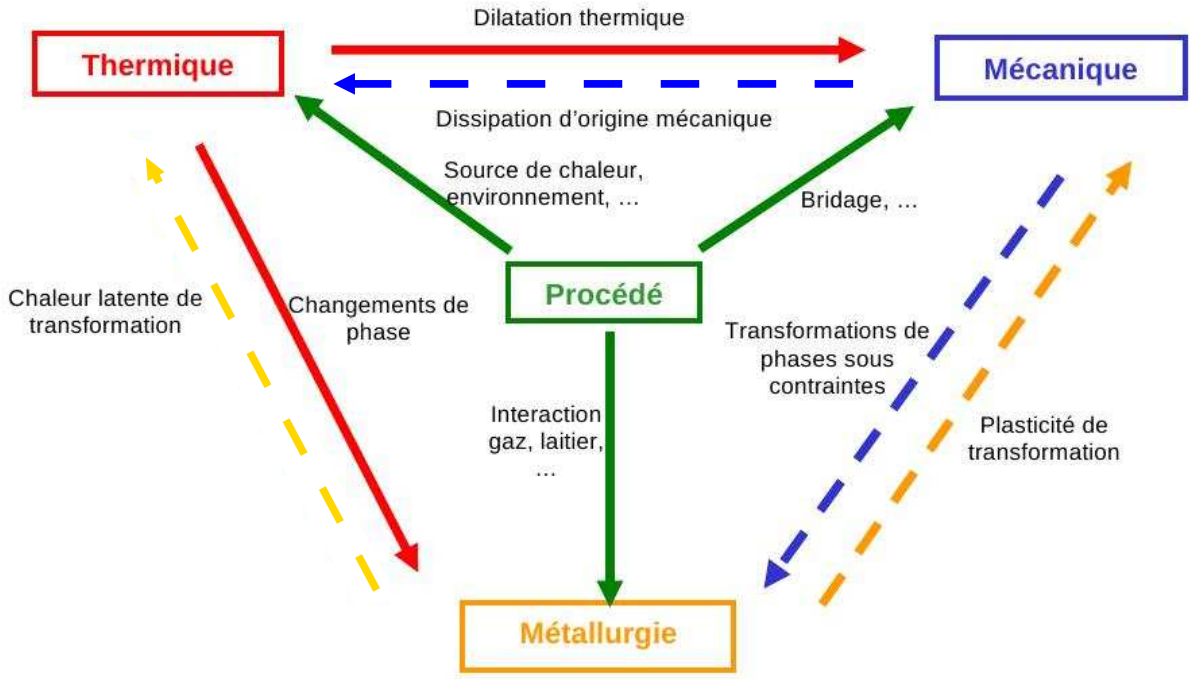


FIGURE 1.11: Couplage des phénomènes lors d'un procédé de soudage [Ber04]

- Le changement de température induit, via la dilatation thermique, des déformations et des contraintes. Il y a donc un premier couplage entre la thermique et la mécanique. De plus, on observe un phénomène réciproque, puisque la déformation plastique génère de la chaleur. Cependant, l'influence de cette dissipation plastique sur la thermique est négligeable car la quantité de chaleur générée lors des déformations plastiques est très faible en comparaison de celle apportée par la source.
- Dans le même temps, un second couplage existe entre la thermique et la métallurgie, puisque le cycle thermique induit une élévation de la température du métal de base et du métal d'apport pouvant entraîner des transformations de phases (à l'état solide, solide-liquide...) qui aboutissent à des modifications de la microstructure. Parallèlement, l'absorption et le rejet de chaleur latente accompagnant les éventuelles transformations de phases modifient les distributions de température. Ici encore, l'effet des transformations allotropiques sur la thermique est considéré comme faible en comparaison de l'apport de chaleur de la source.
- Enfin, un troisième couplage existe entre la mécanique et la métallurgie. L'état de

contrainte affecte la cinétique de changement de phase. Réciproquement, le changement de volume, dû aux réarrangements cristallographiques, est à l'origine de déformations qu'il est nécessaire d'accomoder.

À ces phénomènes, il faut aussi ajouter l'influence du procédé de soudage lui-même (influence du plasma, des paramètres de la source de chaleur, du bridage, ...). La modélisation complète des procédés de soudage nécessite donc l'étude de phénomènes physiques intervenant à différentes échelles [Ham05] :

- échelle macroscopique ou échelle de la pièce : étude de l'histoire thermomécanique et détermination des contraintes et distortions résiduelles.
- échelle mésoscopique ou échelle du bain liquide : étude des interactions intervenant directement sous l'arc (plasma, forme du bain liquide). Les phénomènes à prendre en compte sont nombreux (convection, capillarité, courants de Marangoni...) et le plus souvent difficiles à observer [LK00].
- échelle microscopique ou échelle du grain : étude de la structure microscopique du cordon. Cette étude sous-entend la compréhension des phénomènes liés à la solidification rapide d'un matériau tels la germination et la croissance de grains dendritiques ou eutectiques ainsi que certains changements de phase à l'état solide.

La majorité de ces phénomènes, observés à différentes échelles, a été étudiée séparément, et beaucoup de modèles sont destinés à l'analyse des contraintes et distorsions résiduelles [BBBK02]. Certains modèles tiennent compte des phénomènes mécaniques complexes de plasticité de transformation. Une approche différente pour décrire le comportement macroscopique d'un matériau est de considérer celui-ci non seulement comme un milieu continu, mais aussi comme un système thermodynamique [CP98]. La thermomécanique des solides présente ainsi des modèles de comportement en cherchant à traduire au niveau macroscopique les conséquences des phénomènes microstructuraux. Dans les deux approches, la fiabilité des résultats reste malgré tout liée à la connaissance des lois de comportement du matériau.

1.3.3 Apparition des contraintes résiduelles

La localisation de la source de chaleur engendre de très forts gradients de température au sein de la pièce soudée. La nature des matériaux (le matériau d'apport est le plus souvent différent du matériau de base) et la variation de leurs propriétés mécaniques en fonction de la température entraîne alors l'apparition de contraintes résiduelles pouvant atteindre la limite d'élasticité des matériaux. En effet, une élévation de température $d\theta$ d'un volume V entraîne une variation de volume $dV = \alpha.V.d\theta$, α étant le coefficient de dilatation thermique volumique. Plus la source de chaleur est localisée, plus le gradient thermique entre deux éléments est élevé. Ainsi, la dilatation subie par l'élément le plus chaud est beaucoup plus importante que celle subie par l'élément le plus froid. Ce dernier agit alors comme un élément de bridage et entraîne une compression de l'élément chaud. D'autre part, la localisation de la source de chaleur entraînant des températures très élevées à son voisinage, la limite d'écoulement plastique est faible. Les déformations

en compression engendrées sont donc plastiques. De façon analogue, l'hétérogénéité de température entraîne l'apparition de contraintes en traction au cours du refroidissement, car les éléments les plus chauds ne peuvent se rétracter librement et sont mis en tension par leurs voisins. Ainsi, après refroidissement, les zones ayant subi de fortes élévations de températures (zone de fusion et zone affectée thermiquement) sont soumises à des contraintes résiduelles de traction, alors que les zones éloignées du cordon de soudure (métal de base) sont soumises à des contraintes de compression. Les niveaux de contraintes résiduelles dans la zone ayant subi les plus forts gradients thermiques (zone fondue et zone affectée thermiquement) peuvent atteindre l'ordre de grandeur de la limite d'élasticité du matériau à température ambiante [Blo01].

D'autre part, les transformations de phase au cours du refroidissement peuvent également être à l'origine de contraintes résiduelles. En effet, la transformation de l'austénite en ferrite entraîne une expansion du matériau due à la transformation d'une structure cubique faces centrées vers une structure cubique centrée, contrariée comme précédemment par les zones avoisinantes, créant ainsi des contraintes en compression. Ces transformations, qui dépendent à la fois de la température et de la nature du matériau, ont un impact sur les niveaux de contraintes résiduelles très complexe à étudier en soudage, et particulièrement dans le cas des procédés multipasses, car les cycles thermiques subis par chaque élément ne sont pas identiques.

La superposition des contraintes résiduelles d'origine purement thermique à celles associées aux transformations allotropiques au refroidissement peut aboutir à des niveaux de contraintes globales en traction réduits dans la zone affectée thermiquement, voire à des contraintes en compression [Mas80]. Les changements de phase au cours du refroidissement jouent un rôle clef dans la formation des contraintes résiduelles. Nous verrons cependant dans le second chapitre de ce manuscrit que ce n'est pas le cas pour le Norem02.

1.4 État de l'art de la simulation numérique du soudage

Une des étapes principales dans la résolution de tout problème de contraintes-déformations appliqué au soudage est la détermination des champs de température. Au fil des années différentes approches ont été proposées pour résoudre ce problème : des approches analytiques allant des modèles simplifiés 1D aux modèles complexes en 3D pour des sources volumiques tenant compte des pertes thermiques et des méthodes d'analyse par éléments finis (EF). L'évolution des techniques de résolution est bien entendu étroitement liée à l'évolution des capacités de calcul. Alors que les premières méthodes de résolution analytique étaient proposées il y a plus de 70 ans, d'abord avec l'introduction du concept de partition de chaleur [Blo37], puis avec celle de la source de chaleur ([Ros35], [RS38], [Ros41], [Jae42],[CJ59]), l'introduction d'une source de chaleur mobile [Ros46] faisant intervenir l'équation aux dérivées partielles de Fourier marque une étape importante dans la modélisation des problèmes de soudage, car elle permet pour la première fois d'analyser le procédé en considérant les paramètres de soudage (tension, intensité,

vitesse de soudage et géométrie du joint soudé). En considérant un état quasi-stationnaire (atteint rapidement en pratique lorsque la longueur du joint soudé est importante par rapport à la taille de la source), la distribution de température est constante au voisinage de la source dans un repère lié à celle-ci. Les équations aux dérivées partielles permettent alors d'écrire l'équation de la chaleur, θ étant la température, t le temps et α la diffusivité thermique du matériau :

$$\frac{\partial^2\theta}{\partial x^2}+\frac{\partial^2\theta}{\partial y^2}+\frac{\partial^2\theta}{\partial z^2}=\frac{1}{\alpha}\frac{\partial\theta}{\partial t} \tag{1.9}$$

Si l'on considère un repère dont le centre coïncide avec la source mobile et se déplace en même temps qu'elle à une vitesse v, la coordonnée selon l'axe x de la source mobile dans le repère absolu est donnée en fonction du temps t par :

$$X = x - vt \tag{1.10}$$

En replaçant 1.10 dans 1.9, on obtient alors l'équation de la chaleur aux dérivées partielles dans un repère mobile lié à la source 1.11 :

$$\frac{\partial^2\theta}{\partial X^2}+\frac{\partial^2\theta}{\partial y^2}+\frac{\partial^2\theta}{\partial z^2}=-\frac{v}{\alpha}\frac{\partial\theta}{\partial X}+\frac{1}{\alpha}\frac{\partial\theta}{\partial t} \tag{1.11}$$

L'hypothèse de régime quasi-permanent permet alors d'écrire $\frac{\partial\theta}{\partial t}=0$. L'équation de la chaleur aux dérivées partielles dans un repère mobile lié à la source en régime quasi-permanent s'écrit alors 1.12 :

$$\frac{\partial^2\theta}{\partial X^2}+\frac{\partial^2\theta}{\partial y^2}+\frac{\partial^2\theta}{\partial z^2}=-\frac{v}{\alpha}\frac{\partial\theta}{\partial X} \tag{1.12}$$

Rosenthal propose une solution à l'équation 1.12 faisant intervenir un produit d'une fonction symétrique φ et d'une partie asymétrique :

$$\theta = \varphi(X,y,z)\, exp^{-\frac{vX}{2a}} \tag{1.13}$$

La présence d'une partie asymétrique se justifie par le fait que la chute de température derrière la source est plus lente que l'augmentation de température devant la source, donc la distribution de température selon x n'est pas symétrique.

Bien qu'ayant toujours comme référence les travaux de Rosenthal, les développements récents en modélisation du soudage concernent essentiellement les méthodes de résolution numériques par différences ou par éléments finis, apparues il y a environ quarante ans [Wes68, FG76]. L'analyse thermique par éléments finis permet alors une meilleure détermination des influences de la quantité d'énergie apportée, de la distribution de chaleur dans la source, ainsi qu'une meilleure prédiction de la réponse thermique de la structure. De nombreux travaux traitent de la géométrie de la source de chaleur. La distribution Gaussienne, proposée par Pavelic dès 1969 [PTUM69] reste aujourd'hui encore la plus couramment utilisée. Par rapport au modèle 2D de Rosenthal

utilisé jusqu'alors, elle permet une meilleure description des champs de température à l'intérieur des zones fondues et affectées thermiquement. Le modèle en double-ellipsoïde de Goldak [GCB84, GBM+86] permet de prendre en compte les phénomènes couplés ayant lieu en front d'arc. La distribution de chaleur est alors définie par une gaussienne dans le sens perpendiculaire à l'avance de la source, et par deux demi-gaussienne d'écart-types indépendants.

Si les méthodes analytiques permettent de calculer avec une précision raisonnable les distributions de température pour des géométries simples et à des distances suffisamment éloignées de la source de chaleur (au minimum quelques millimètres), elles ne permettent pas en revanche de résoudre des problèmes non-linéaires (propriétés matériaux thermo-dépendantes, chaleur latente, échanges de chaleur avec le milieu environnant...). La seule manière de résoudre les problèmes non-linéaires est alors le recours à des méthodes numériques d'analyse par éléments finis. En comparaison aux méthodes analytiques dont la résolution est quasi-instantanée sur un système moderne, voire même aux méthodes par différences finies que l'on peut qualifier de semi-analytiques, les méthodes par éléments finis font intervenir des temps de calculs très largement supérieurs. L'accroissement de la puissance de calcul disponible a donc permis au cours de la dernière décennie une expansion de ces méthodes.

En l'absence de transformations métallurgiques, les conséquences mécaniques induites par l'opération de dépôt sont la contraction et l'expansion de certaines zones, conduisant à des déformations et des contraintes résiduelles. Il y a alors un couplage fort entre thermique et mécanique, alors que le couplage réciproque est faible. Pour cette raison, l'approche la plus couramment adoptée en simulation numérique du soudage est une analyse thermomécanique découplée, l'analyse thermique étant bien sûr réalisée la première. Il en va de même concernant l'évolution métallurgique : les effets de la thermique sur la métallurgie et de la métallurgie sur la mécanique sont prépondérants sur leurs effets antagonistes, le calcul métallurgique peut donc être découplé à la fois du calcul thermique et du calcul mécanique. Dans le cas où un calcul métallurgique s'avère nécessaire, l'approche est alors d'effectuer l'analyse thermique, puis métallurgique, et enfin mécanique. En outre, le découplage du problème en plusieurs analyses successives comportant chacune un type de problème différent à résoudre permet également de rendre indépendantes pour chacune des analyses les discrétisations et les interpolations effectuées en éléments finis, c'est-à-dire l'approche des espaces continus par des espaces discrets.

1.4.1 Modélisation thermique

Considérer le procédé de dépôt comme un ensemble couplé de phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques, sous-entend l'existence simultanée de ces phénomènes dans la zone de fusion et dans la zone affectée thermiquement au cours des phases de chauffe et de refroidissement. La modélisation thermique a donc pour but de déterminer la réponse thermique des pièces soudées afin d'en définir l'histoire thermique au cours du procédé.

La modélisation des phénomènes complexes se produisant dans le bain de fusion fait

appel à la mécanique des fluides, à l'électromagnétisme et aux transferts thermiques. En effet, la convection du métal liquide dans le bain fondu a une grande importance dans la détermination de la taille finale des ZF et ZAT. Cette convection a pour origine plusieurs phénomènes, que l'on ne détaillera pas ici : la convection naturelle, les forces électromagnétiques (forces de Lorentz) [Ron07],[KN98], la tension de surface (courants de Marangoni [XDWY07],[HTP00],[KN98]) généralement prépondérante devant les précédentes, et enfin la poussée d'arc à la surface du bain, qui, en interagissant, produisent des écoulements pouvant être turbulents (nombre de Reynolds de 800 à 3700 [BCGP09]).

L'objectif premier de ces travaux n'étant pas la prédiction de la géométrie des ZF et ZAT, le parti pris est de modéliser ces phénomènes complexes à l'intérieur d'une source de chaleur globale, sans passer par la modélisation des phénomènes présents dans l'arc et le bain fondu [LTYY06].

La figure 1.12 schématise le domaine d'application Ω, sa frontière $\partial\Omega$, et les parties de cette frontière où sont appliquées les conditions aux limites.

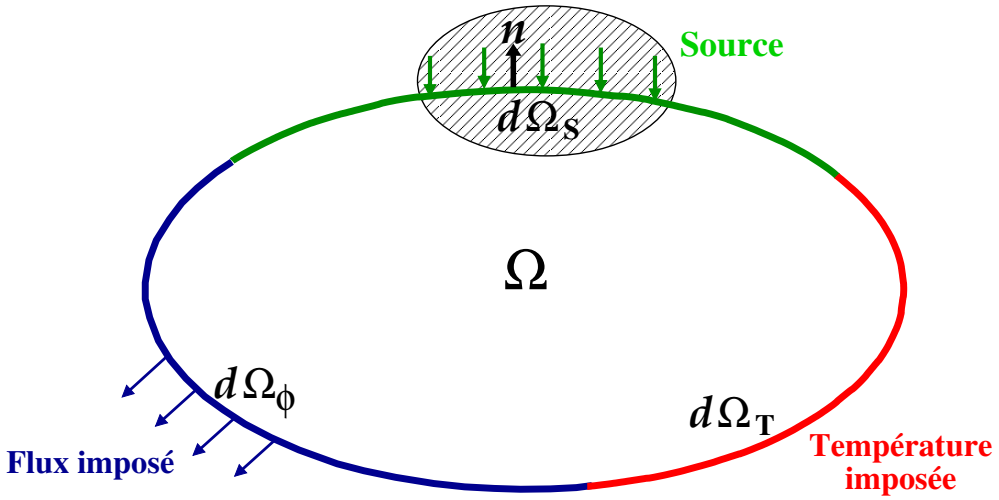


FIGURE 1.12: Décomposition thermique des frontières du domaine

L'équation de la chaleur dans le domaine Ω est définie par les équations :

$$\rho.C_p.\frac{\partial T}{\partial t} - div\left(\lambda.gradT\right) - Q_i = 0 \qquad \text{sur } \Omega \tag{1.14}$$

En appliquant les conditions d'échange sur la frontière $\partial\Omega$ définie figure 1.12 telle que :

$$\partial\Omega = \partial\Omega_\phi \cup \partial\Omega_T \quad \text{et} \quad \partial\Omega_\phi \cap \partial\Omega_T = 0 \tag{1.15}$$

l'équation 1.14 s'écrit :

$$\left(\lambda.gradT\right).n = q\left(T,t\right) \qquad \text{sur } \partial\Omega_\phi \tag{1.16}$$

$$T = T_i\left(t\right) \qquad \text{sur } \partial\Omega_T \tag{1.17}$$

Ces équations sont les conditions de Neumann (équation 1.16) et de Dirichlet (équation 1.17), qui consistent respectivement à imposer un flux de chaleur à la surface $\partial\,\Omega_\phi$ et une température à la surface $\partial\,\Omega_T$.

La formulation enthalpique de l'équation 1.14, utilisée par Code_Aster devient :

$$\frac{\partial H_e}{\partial t} - div\,(\lambda.gradT) - Q_i = 0 \tag{1.18}$$

l'enthalpie du matériau étant définie par :

$$H_e\,(T) = \int_{T_0}^{T} \rho.C_p\,(u)\,.du \tag{1.19}$$

avec :

ρ	la masse volumique en kg.m^{-3} ,
C_p	la chaleur spécifique en J.kg^{-1}.°C^{-1} ,
λ	la conductivité thermique en W.m^{-1}.°C^{-1} ,
T	la température en Kelvin ,
Q_i	la source de chaleur interne en W.m^{-3} ,
$\partial\Omega_\phi$	la partie de $\partial\Omega$ sur laquelle le flux est appliqué ,
$\partial\Omega_T$	la partie de $\partial\Omega$ sur laquelle la température est imposée ,
n	la normale sortante à $\partial\Omega$,
$q\,(T,t)$	la densité de flux surfacique, représentant la convection et la radiation ,
$T_i\,(t)$	la température imposée en °C ,
$H_e\,(t)$	l'enthalpie .

Les mécanismes de transferts de chaleur sont fortement dépendants des niveaux de température. Les phénomènes de conduction et convection dépendent ainsi essentiellement de la différence de température entre les deux points considérés.

Le phénomène de radiation dépend quant à lui de la longueur d'onde caractéristique du rayonnement et de la direction d'émission du rayonnement. Or la longueur d'onde est directement liée au niveau de température. La première loi de Wien donne une relation entre la longueur d'onde du rayonnement et la température :

$$\lambda_m.T = 2880 \tag{1.20}$$

avec :

λ_m	la longueur d'onde du rayonnement en μm ,
T	la température du corps en K .

Ainsi la longueur d'onde du rayonnement d'un corps à température ambiante est de 9,6 μm, celle d'un corps à 1400°C est 1,7 μm, l'oeil étant sensible au rayonnement de longueur d'onde comprise entre 0,36 et 0,76 μm.

Les transferts thermiques sont déterminés par les conductivités thermiques des pièces, par la géométrie et la qualité des surfaces en contact, ainsi que les éventuelles pressions

de contact. Les pertes de chaleur par convection et rayonnement constituent l'ensemble des conditions aux limites en thermiques, définies par les équations suivantes :

$$q_{conv}(t) = h.(T - T_0) \tag{1.21}$$

$$q_{rad}(t) = \xi.\sigma_{SB}.\left(T^4 - T_0^4\right) \tag{1.22}$$

avec :

h	le coefficient de conductivité thermique en $W.m^{-2}.^{\circ}C^{-1}$,
T	la température en Kelvin à l'instant t ,
T_0	la température ambiante en Kelvin ,
ξ	le coefficient d'émissivité de la surface ,
σ_{SB}	la constante de Stefan-Boltzmann, σ_{SB} = 5,68.10^{-8} $J.K^{-4}.m^{-2}.s^{-1}$,

La source de chaleur peut être introduite soit en ajoutant un terme $Q_s(x,y,z,t)$ dépendant de l'espace et du temps, soit une source de chaleur interne (terme Q_i dans l'équation 1.18) au bilan thermique. Le choix d'une source mobile, fonction du temps et de l'espace dans le repère cartésien (O,x,y,z) lié à la plaque support, permet de résoudre le plus grand nombre de problèmes de soudage en décrivant des trajectoires complexes, même si l'essentiel des applications industrielles correspondent à des trajets rectilignes à vitesse constante, ou circulaires à vitesse angulaire constante.

Finalement, en tenant compte des conditions aux limites et du terme source, l'équation de la chaleur à résoudre est la suivante :

$$-\lambda\frac{\partial T(t)}{\partial n} = h.(T - T_0) + \xi.\sigma_{SB}.\left(T^4 - T_0^4\right) + Q_s(x,y,z,t) \tag{1.23}$$

1.4.2 Modélisation métallurgique

Préalablement au calcul mécanique, il est nécessaire d'évaluer dans quelle mesure la réponse thermique d'un matériau impacte son évolution métallurgique. Pour cela, un calcul thermo-métallurgique découplé est nécessaire. Le calcul métallurgique a alors pour but de déterminer l'évolution séparée de chacune des phases composant le matériau : l'austénite, la ferrite, la perlite, la bainite, et la martensite. Cette évolution est déterminée à partir de l'histoire thermique calculée au préalable.

Malgré un couplage faible (voir figure 1.11 page 26), les transformations métallurgiques ont un effet non négligeable sur le comportement mécanique. D'une part, les caractéristiques thermophysiques de chacune des phases sont différentes, la réponse mécanique du matériau dépendra donc fortement de la répartition des phases au cours du procédé. Ensuite, la dilatation ou la contraction volumique accompagnant les transformations allotropiques engendre une déformation s'ajoutant à la déformation d'origine purement thermique. Une plasticité de transformation, correspondant à une déformation irréversible peut également survenir dans le cas d'une sollicitation sous contrainte donnant lieu à une transformation. Cette plasticité de transformation, décrite par Greenwood

[GJ65] et Magee [MP66], s'ajoute également à la déformation totale. Enfin, la formation d'une nouvelle phase présentant un état d'écrouissage moindre que celui de la phase mère peut également avoir lieu, entrainant un phénomène de restauration d'écrouissage. La déformation plastique cumulée pour tout le matériau n'est plus seulement la somme des déformations plastiques cumulées de chaque phase, et chacune d'elle doit alors être traitée séparément.

Les modèles de changement de phase à l'état solide font généralement la distinction entre les transformations par diffusion, décrites par des cinétiques de type Avrami [Avr39, Avr41] et les transformations de type martensitique, décrites par une loi de Koistinen-Marburger [KM59, LL96]. Dans la réalité, un acier peut être constitué de plusieurs phases présentes simultanément, et des transformations entre ces phases peuvent survenir. Code_Aster permet de traiter les transformations allotropiques des aciers en s'appuyant sur les travaux de Waeckel [Wae94, Ang11] proposant un modèle de modélisation générique des aciers. Pour cela, il différencie les cinq phases constitutives et redéfinit les équations de déformations pour chacune d'elles. En introduisant Z_1, Z_2 et Z_3 les proportions respectives de ferrite, perlite et bainite, d la taille de grain austénitique et M_s la température de début de transformation martensitique en deçà de laquelle aucune transformation ferritique, perlitique ou bainitique n'est possible, les équations du modèle s'écrivent :

$$\begin{cases} \dot{Z}_1 = f_1\left(T,\dot{T},Z_1,Z_2,Z_3,M_s,d\right) \\ \dot{Z}_2 = f_2\left(T,\dot{T},Z_1,Z_2,Z_3,M_s,d\right) \\ \dot{Z}_3 = f_3\left(T,\dot{T},Z_1,Z_2,Z_3,M_s,d\right) \\ M_s = M_s\left(Z_1,Z_2,Z_3,d\right) \end{cases} \tag{1.24}$$

Les valeurs prises par les fonctions f_1, f_2 et f_3, dépendantes du temps et de la températures, sont données à tout instant par les diagrammes de transformation en refroidissement continu (TRC). Les variables mémoratrices M_s et d caractérisent l'histoire thermométallurgique du matériau, en prenant en compte respectivement les transformations austénitique et martensitique.

Pour la phase austénitique, la déformation d'origine purement thermique est définie en tout point par :

$$\varepsilon_\gamma^{th}(T) = \int_{T_{ref}}^{T} \alpha_\gamma(T).dt \qquad \text{pour la phase austénitique} \tag{1.25}$$

$$\varepsilon_\alpha^{th}(T) = \int_{T_{ref}}^{T} \alpha_\alpha(T).dt + \Delta\,\varepsilon_{\alpha\gamma}(T_{ref}) \qquad \text{pour les autres phases.} \tag{1.26}$$

avec :

- T la température locale à l'instant t ,
- T_{ref} la température de référence pour laquelle $\varepsilon_\gamma^{th}(T_{ref}) = 0$,
- $\alpha_\gamma(T)$ le coefficient de dilatation thermique de la phase austénitique ,
- $\alpha_\alpha(T)$ le coefficient de dilatation thermique des autres phases, supposé identique ,
- $\Delta\,\varepsilon_{\alpha\gamma}$ la déformation, à la température de référence des phases ferritique, perlitique, bainitique et martensitique par rapport à l'austénite.

Une loi des mélanges définit la répartition des cinq phases à tout instant du calcul métallurgique. En notant Z_4 la proportion de martensite en un point M et Z_γ la proportion d'austénite qui est le complément à 1 des contributions des autres phases $Z_\gamma = 1 - \sum_{i=1}^{4} Z_i$, la déformation thermique pour le matériau multiphasé s'écrit :

$$\varepsilon^{th}(Z,t) = \left(1 - \sum_{i=1}^{4} Z_i\right) \cdot \varepsilon_\gamma^{th} + \left(\sum_{i=1}^{4} Z_i\right) \cdot \varepsilon_\alpha^{th} \;=\; Z_\gamma . \varepsilon_\gamma^{th} + \left(1 - Z_\gamma\right) \cdot \varepsilon_\alpha^{th} \tag{1.27}$$

Cette définition multiphasée du matériau impose de connaître l'état métallurgique du matériau à chaque instant. Pour cela, les diagrammes de transformation en refroidissement continu (TRC) fournissent, pour une histoire thermique connue, les proportions de chaque phase formée au cours du refroidissement.

1.4.3 Modélisation mécanique

La frontière $\partial\Omega$ du domaine d'application Ω se décompose en quatre parties disjointes sur lesquelles s'appliquent les conditions aux limites mécaniques :

$$\partial\Omega = \partial\Omega_F \cup \partial\Omega_T \cup \partial\Omega_v \cup \partial\Omega_c \tag{1.28}$$

avec :

- $\partial\Omega_F$ la frontière libre où le vecteur contrainte σn est nul ,
- $\partial\Omega_T$ la frontière à contrainte imposée, $\sigma n = T_{imp}$,
- $\partial\Omega_v$ la frontière à vitesse imposée ,
- $\partial\Omega_c$ la frontière de contact permettant de définir des conditions de contact ou de frottement.

La résolution du problème mécanique consiste à déterminer le champ de déplacement vérifiant les équations d'équilibre et la loi de comportement, et tenant compte des conditions aux limites appliquées sur la frontière $\partial\Omega$. Ces dernières peuvent être essentielles (condition en déplacement imposé) ou naturelles (condition en contrainte imposée).

Les équations de l'équilibre statique et le théorème de la divergence permettent d'écrire :

$$div\ \sigma(u) + f = 0 \ \text{ dans } \ \Omega \tag{1.29}$$

avec σ le tenseur du second ordre symétrique des contraintes de Cauchy et f le vecteur des forces internes volumiques. La modélisation du problème mécanique demande également des conditions limites et des lois de comportement qui doivent être choisies en fonction du cas modélisé. Les équations constitutives sont basées sur l'hypothèse de partition des déformations.

1.4.3.1 Partition des déformations

Tout procédé de soudage entraîne des déformations ne se limitant pas aux déformations élastiques. Le calcul mécanique implique donc de connaître le comportement mé-

canique des matériaux dans leur zone plastique. Il est donc nécessaire de décrire leur comportement plastique.

Dans le cas des matériaux métalliques, l'expérience indique l'existence simultanée de plusieurs mécanismes de déformation. Sous l'application d'une contrainte, la déformation des liaisons atomiques est d'abord élastique, fonction de la contrainte appliquée. Le matériau reprend alors sa forme initiale lorsque le chargement disparaît. Le mécanisme est réversible. Au delà de la limite d'élasticité, la formation, la multiplication et le déplacement de dislocations mobiles le long de plans réticulaires entrainent une déformation plastique. Le mouvement de ces dislocations n'étant pas réversible, la déformation résiduelle en cas de relâchement total du chargement n'est plus nulle. Lorsque la déformation plastique augmente encore, la multiplication des dislocations entrave davantage leur mobilité, par conséquent un effort supérieur est nécessaire pour obtenir une nouvelle déformation : c'est le phénomène d'écrouissage, très important dans le cadre des aciers austénitiques (type 316L) en comparaison aux aciers ferritiques. La composition du Norem02 étant assez proche de celle d'un acier austénitique et, d'après Ocken, [Ock00] sa microstructure étant constituée d'une matrice essentiellement austénitique, il est naturel de penser que le durcissement par écrouissage sera très important également pour le Norem.

Enfin, un dernier mécanisme de déformation est la viscosité, qui dépend de la vitesse de déformation [JL06]. L'introduction de la viscosité dans la description du comportement d'un matériau vise à représenter l'augmentation de la résistance du matériau lors d'une augmentation de la vitesse de déformation. Pour les matériaux métalliques, son importance est d'autant plus grande que la température est élevée. Il faut cependant rappeler que si la prise en compte de la viscosité est incontournable lorsque les vitesses de déformation sont élevées (usinage, forgeage, laminage à chaud...), dans le cadre du soudage, l'ordre de grandeur des vitesses de déformation mises en jeu est faible (de $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}s^{-1}$ à $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}s^{-1}$), donc la viscosité n'est pas le mécanisme de déformation prépondérant dans la réponse mécanique de la structure.

Afin d'écrire les équations constitutives, le tenseur des déformations est décomposé en plusieurs parties :

– **une partie élastique** ε^e, où la déformation augmente linéairement avec la contrainte. Dans le cas des petites déformations pour un matériau isotrope, cette proportionnalité s'exprime par la loi de Hooke, reliant le tenseur de Cauchy σ au tenseur des déformations ε^e par la relation de souplesse :

$$\varepsilon^e = \frac{1}{2\mu}\sigma - \frac{\lambda}{2\mu(3\lambda+2\mu)}Tr(\sigma)I \tag{1.30}$$

avec μ et λ les coefficients de Lamé définis en fonction du module d'Young E et du coefficient de Poisson ν du matériau par :

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \qquad \text{et} \qquad \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \tag{1.31}$$

– **une partie thermique** ε^{th}, dont les effets mécaniques sont dus à la variation du coefficient de dilatation en fonction de la température.

$$\varepsilon^{th} = \int_{T_{ref}}^{T} \alpha(T).dt \tag{1.32}$$

avec T_{ref} la température à laquelle $\varepsilon^{th} = 0$.

– **une partie plastique** ε^{p} dont l'évolution dépend du mode d'écrouissage du matériau (isotrope, cinématique, voire les deux). Par définition, la déformation plastique est celle qui correspond à la configuration relâchée :

$$\varepsilon^{p} = \varepsilon(\sigma = 0) \tag{1.33}$$

– **une partie viscoplastique** ε^{vp}, traduisant l'influence de la vitesse de déformation sur la réponse mécaniques. L'importance des effets visqueux est très dépendante de la nature du matériau et de la gamme de sollicitation (en vitesse de déformation et en température) [Cav98]. Ils sont pris en compte dans la modélisation mécanique par l'introduction d'un terme visqueux dans la loi de comportement.

– **une seconde partie plastique** caractérisant la **plasticité de transformation** ε^{pt}, que l'on a définie précédemment.

Ainsi, la déformation totale se décompose en :

$$\varepsilon^{tot} = \varepsilon^{e} + \varepsilon^{th} + \varepsilon^{p} + \varepsilon^{vp} + \varepsilon^{pt} \tag{1.34}$$

1.4.3.2 Critère de plasticité

Les éléments nécessaires à la modélisation du comportement plastique sont un critère de plasticité, une loi d'écoulement et une loi d'écrouissage.

Le critère de plasticité, délimitant toujours une surface de plasticité convexe, est dit isotrope si la contrainte de chargement est invariante par changement de repère. C'est le cas du critère énergétique de von Mises :

$$f(\sigma) = \sigma_{VM} - \sigma_y \tag{1.35}$$

avec :

σ_y la limite d'élasticité,

σ_{VM} la contrainte équivalente de von Mises définie en fonction des trois contraintes principales σ_1, σ_2 et σ_3 par :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2}\left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\right]} \tag{1.36}$$

C'est également le cas du critère de Tresca :

$$max_{i,j}|\sigma_i - \sigma_j| = \sigma_y \tag{1.37}$$

À l'inverse, un critère anistrope permet la prise en compte de l'anisotropie d'un matériau. C'est le cas du critère de Hill, généralisant le critère de von Mises aux matériaux anisotropes, défini par :

$$f(\sigma) = \sqrt{\frac{3}{2} H_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl}} - \sigma_y \tag{1.38}$$

avec :
σ_y la limite d'élasticité,
H la matrice d'anisotropie fonction du matériau.

D'autres critères de plasticité existent, sensibles à la pression hydrostatique, par opposition aux précédents.

1.4.3.3 Loi d'évolution

La loi d'écoulement permet la détermination de la déformation plastique ou viscoplastique une fois le seuil d'écoulement σ_s atteint [BYC07], autrement dit dans la zone de déformation inélastique. Ainsi, la déformation plastique n'évolue que lorsque $\sigma = \sigma_s$ et l'on écrit $f = \sigma - \sigma_s = 0$, f étant la fonction de charge. La plasticité augmente seulement si f est nulle, telle que :

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}^p = 0 \text{ si } f < 0 \\ \dot{\varepsilon}^p \geq 0 \text{ si } f = 0 \end{cases} \tag{1.39}$$

La vitesse de déformation plastique est déterminée d'après la loi d'écoulement par :

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \tag{1.40}$$

avec :
$\dot{\varepsilon}^p$ la vitesse de déformation plastique cumulée en s^{-1} ,
f la fonction de charge,
$\dot{\lambda}$ un scalaire défini par la relation de cohérence $\dot{f} = 0$ indiquant que l'état de contrainte se trouve sur la surface de plasticité.

L'évolution de la limite d'élasticité avec la déformation plastique constitue la loi d'écrouissage. La courbe d'écrouissage en traction caractérise le comportement unidimensionnel d'un matériau. La quantification de l'écrouissage d'un matériau se fait par l'identification d'un modèle de comportement.

Le choix d'un modèle de comportement se fait à partir des résultats d'essais mécaniques. La forme des boucles de chargement en traction et en compression permet de définir le mode d'écrouissage du matériau. Il existe trois modes d'écrouissage possibles :
- l'écrouissage isotrope (représenté figure 1.13.(a)),
- l'écrouissage cinématique (représenté figure 1.13.(b)),
- l'écrouissage mixte (représenté figure 1.13.(c)).

Le type de modèle choisi dépend bien sûr des propriétés du matériau, mais également de l'application visée. Un même matériau peut ainsi se voir affecté des modèles de comportement très différents selon le phénomène modélisé.

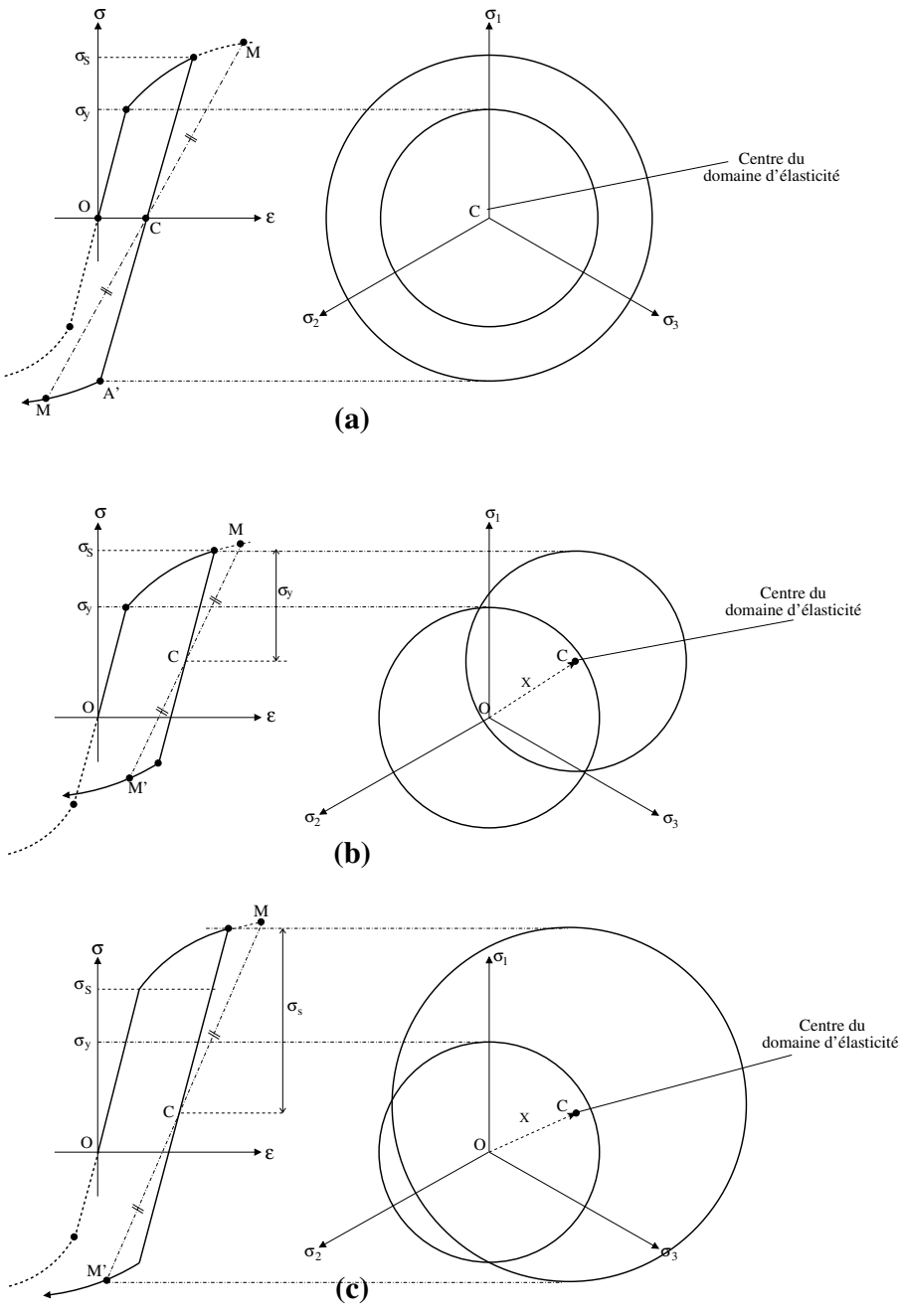


FIGURE 1.13: Représentation des différents types d'écrouissage - (a) : écrouissage isotrope - (b) : écrouissage cinématique - (c) : écrouissage mixte

Modèle élastoplastique avec écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope est caractérisé par une homotétie du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes (figure 1.13.(a)). L'écrouissage est fonction d'une seule variable scalaire, notée R. Le critère de plasticité est défini par :

$$f(\sigma, R) = \sigma_{eq} - R - \sigma_y \tag{1.41}$$

Il peut être modélisé par une loi de type Ramberg-Osgood, décrite dans le cas isotherme par :

$$\sigma_y = \sigma_{y_0} + K \cdot p^N \tag{1.42}$$

avec p la déformation plastique cumulée, K le coefficient de résistance plastique, σ_{y_0} la limite d'élasticité initiale.

Modèle élastoplastique avec écrouissage cinématique

L'écrouissage cinématique est caractérisé par une translation du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes (figure 1.13.(b)). L'écrouissage dépend donc d'une variable tensorielle notée X. La loi d'évolution non-linéaire proposée par Armstrong-Frederick combine un écrouissage linéaire et un écrouissage non linéaire, permettant ainsi une description correcte des petites et grandes transformations et des chargements cycliques. Le critère de plasticité est défini par :

$$f(\sigma, X) = |\sigma - X| - R_0 \tag{1.43}$$

En l'absence de terme visqueux, la relation de cohérence est donnée par :

$$\begin{cases} \text{zone élastique :} & f < 0 \\ \text{zone plastique :} & f = 0 \quad \text{et} \quad \dot{f} = 0 \end{cases} \tag{1.44}$$

L'écrouissage cinématique est gouverné par les relations :

$$\begin{cases} X = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \alpha \\ \dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^p - \gamma \cdot \alpha \cdot \dot{p} \end{cases} \tag{1.45}$$

avec $\dot{p}$ la vitesse de déformation plastique cumulée, α la variable cinématique et C le coefficient du terme d'écrouissage cinématique.
L'écrouissage cinématique non linéaire est donc donné par :

$$\dot{X} = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \dot{\varepsilon}^p - \gamma \cdot X \cdot \dot{p} \tag{1.46}$$

où $\left(\frac{2}{3} \cdot C \cdot \dot{\varepsilon}^p\right)$ est le terme linéaire et $(\gamma \cdot X \cdot \dot{p})$ le terme non linéaire.

Conclusion

Un état des lieux des connaissances actuelles sur le Norem02 a été réalisé. Si la littérature permet de justifier l'emploi du Norem02 comme revêtement dur, sa métallurgie n'est en revanche que très peu connue. Ce point est très important, car l'existence ou non de transformations de phases à l'état solide dans la zone affectée thermiquement a une influence sur la distribution de contraintes à l'issue du refroidissement. Le principal axe de travail sera maintenant la détermination des lois de comportement et des caractéristiques thermomécaniques du matériau en fonction de la température. Pour cela, une campagne expérimentale permettra d'identifier la métallurgie et les transformations de phases éventuelles du Norem02, de déterminer son comportement thermomécanique à haute température, et ainsi de définir l'influence du mode de dépôt. L'identification de ces paramètres se base sur des essais réalisés à des vitesses et des températures les plus proches possible des conditions réelles de soudage.

Chapitre 2

Caractérisation du matériau Norem

Sommaire

2.1 Introduction 44
2.2 Procédures expérimentales 44
2.2.1 Caractérisation de la microstructure brute de dépôt 45
2.2.2 Caractérisation de la microstructure après passage à haute température 46
2.2.3 Essais de dilatométrie libre 48
2.2.4 Essais de traction simple 49
2.2.5 Essais cycliques de traction-compression 50
2.3 Résultats 52
2.3.1 Caractérisation de la microstructure brute de dépôt 52
2.3.2 Caractérisation de la microstructure après passage à haute température 60
2.3.3 Essais de dilatométrie libre 65
2.3.4 Essais de traction simple 66
2.3.5 Essais cycliques de traction-compression 68
2.4 Conclusions 72

2.1 Introduction

Les propriétés de résistance à l'usure sont très importantes pour les portées d'étanchéité des organes de robinetterie en vue de l'étude de leur comportement en service. À ce sujet, la littérature abonde et indique que le Norem02 remplit les fonctions pour lesquelles il a été conçu. Cependant, les données relatives à son comportement au cours du soudage ne sont pas disponibles. C'est pourquoi ce chapitre s'attache, après avoir défini le cadre des essais, à la caractérisation de la microstructure et à la détermination des propriétés thermomécaniques du Norem02 en vue de l'établissement d'un modèle mécanique de comportement.

L'établissement d'un modèle métallurgique nécessite l'analyse de la microstructure du matériau à haute température et à température ambiante afin de déterminer les phases présentes et d'éventuelles transformations allotropiques. Aucune donnée concernant les mécanismes de transformation de phase et d'évolution de la microstructure n'est disponible dans la littérature, car la composition du Norem02 est trop éloignée de celle des aciers courants du fait de son fort taux d'éléments d'alliage. La caractérisation microstructurale présentée ici propose d'abord d'évaluer la nature et la répartition des phases et constituants du matériau après dépôt. Ensuite, des traitements thermiques après soudage, ayant pour but de simuler les chargements thermiques subis lors du dépôt des passes successives, permettent de caractériser l'évolution de la microstructure et sa stabilité au cours des phases de chauffe et de refroidissement inhérentes au procédé de soudage multipasses.

Les essais mécaniques homogènes dans lesquels les contraintes et les déformations sont uniformes permettent d'établir un lien entre ces grandeurs, ainsi que l'établissement de lois de comportement. Ainsi, des essais de traction simple isotherme de la température ambiante à 1000˚C permettent l'identification du comportement élastoplastique du matériau sur une partie de la gamme de température atteinte lors du soudage. Des essais de traction à différentes vitesses de déformations permettent de statuer sur la nécessité de prendre en compte les effets visqueux lors du soudage. Enfin, des essais cycliques de traction-compression ont pour but d'identifier le type d'écrouissage du matériau.

2.2 Procédures expérimentales

Des éprouvettes sont usinées par électro-érosion dans l'épaisseur des coupons de Norem02 déposés sur substrat en 316L (figure 2.1). L'épaisseur du dépôt (approximativement 25mm), plusieurs fois supérieure à celle des dépôts sur robinet, permet le prélèvement d'échantillons de volumes suffisamment importants pour être représentatifs du comportement réel du matériau lors de chargements thermomécaniques. Aucune éprouvette n'est cependant prélevée dans les zones basses et hautes du revêtement, de manière à éviter les deux premières passes de soudage où la composition est affectée par la dilution du métal de base dans le matériau d'apport, et la dernière passe où le matériau n'a pas subi de revenu. Après découpe de cylindres dans la masse du matériau, les géométries finales présentées figure 2.2 sont obtenues par usinage conventionnel et les éprouvettes

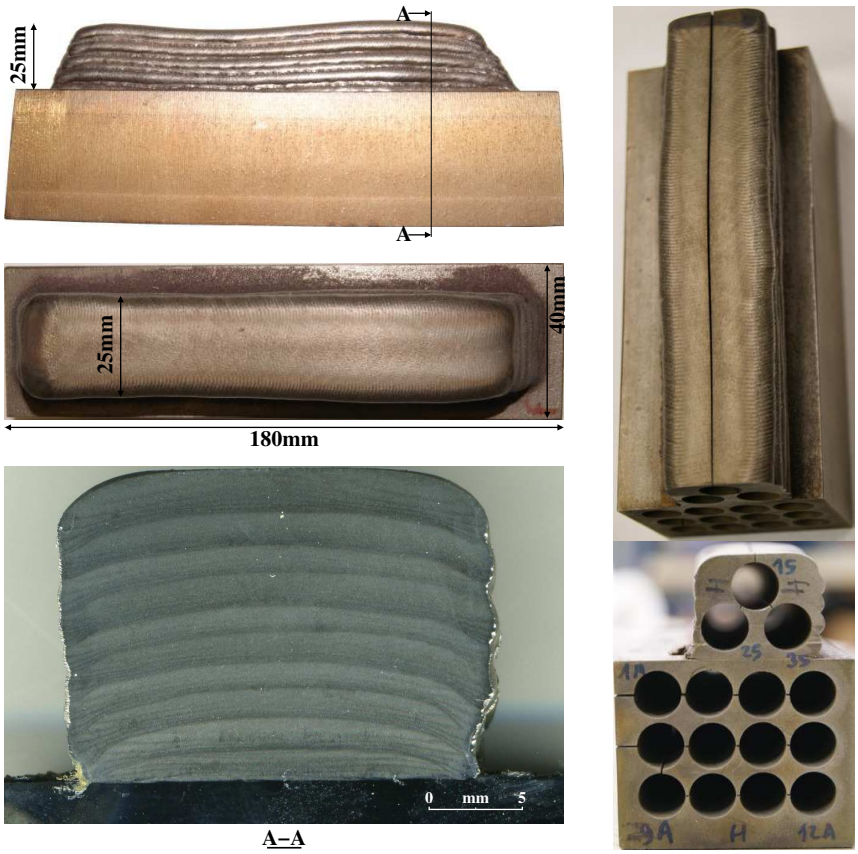


FIGURE 2.1: Découpe par électroérosion d'éprouvettes dans un coupon de Norem02 déposé par soudage PTA.

sont polies mécaniquement afin d'éliminer la couche écrouie suite à l'usinage par électroérosion.

2.2.1 Caractérisation de la microstructure brute de dépôt

La caractérisation de la microstructure du Norem02 brut de dépôt est effectuée dans le but de déterminer la répartition des phases et leur composition. Les échantillons sont dans un premier temps découpés perpendiculairement à la direction de soudage, puis polis en utilisant les procédures standards détaillées en annexe D. Des observations par microscopie optique, puis par microscopie électronique à balayage (MEB) sont effectuées afin de déterminer la nature, la forme, la taille et la distribution des carbures, de la ferrite et de l'austénite. Un diffractomètre Rigaku Geigerflex équipé d'une anticathode Siemens KFN Co2L fonctionnant à 30 kV et 37,5 mA et d'un monochromateur arrière permet l'identification des phases en présence.

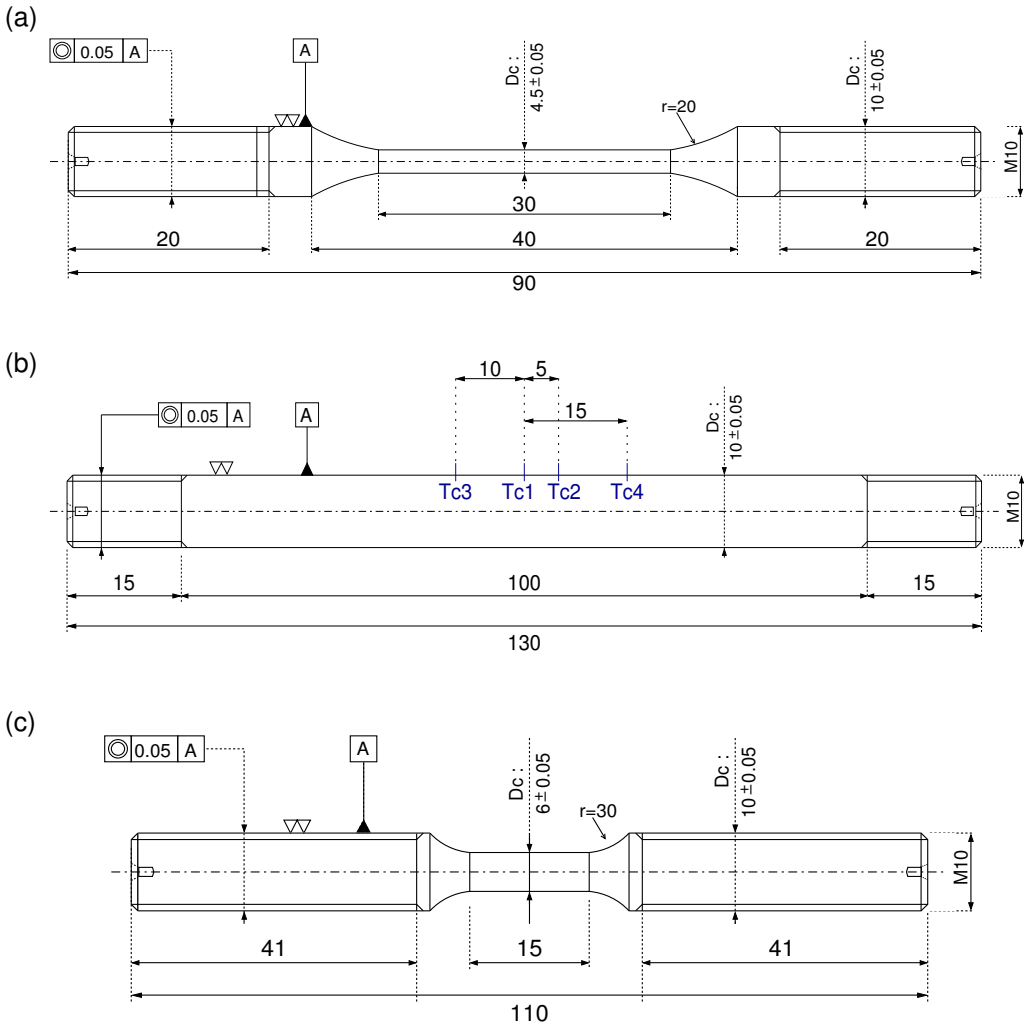


FIGURE 2.2: Géométrie des éprouvettes pour : (a) : essais de traction basse température (< 600˚C), (b) : essais de traction haute température ($\geqslant$ 600˚C), et (c) : essais de traction–compression.

2.2.2 Caractérisation de la microstructure après passage à haute température

La microstructure est également caractérisée après traitement thermique à haute température. L'objectif de cette étude est de définir de façon précise les transformations de phases éventuelles se produisant à l'état solide pendant la phase de chauffage. Ces traitements thermiques sont effectués grâce à un simulateur thermomécanique Gleeble à effet Joule. La procédure expérimentale des essais sur Gleeble est présentée en annexe A. Les éprouvettes se comportent comme des résistances au passage du courant, dont l'impédance est dépendante de la résistivité du matériau et de la géométrie. Cette dernière doit donc être étudiée afin d'obtenir les caractéristiques recherchées. Ainsi, les vitesses de montée en température et de refroidissement sont optimisées lors de l'étude de la mi-

crostructure du matériau soumis seulement à un chargement thermique, alors que l'homogénéité de la température dans la zone de mesure doit être optimisée lors d'essais thermomécaniques. La géométrie des éprouvettes est présentée figure 2.2.b. L'utilisation de mors en cuivre permet, d'une part, de maximiser le courant traversant l'éprouvette du fait de la forte conductivité électrique du cuivre et, d'autre part, de maximiser le refroidissement par conduction des parties de l'éprouvette en contact des mors pour la même raison. Ces deux effets conjugués entraînent l'apparition dans la partie centrale de l'éprouvette d'un gradient thermique très élevé.
Le protocole expérimental est analogue à celui suivi pour l'obtention des diagrammes température, temps, transformation (diagrammes TTT), obtenus par maintien d'une éprouvette à température élevée (température d'austénitisation) avant refroidissement brutal et maintien à température constante. Une fois portés à la température prescrite pendant un temps choisi, les échantillons sont refroidis très brutalement, de sorte à retrouver après refroidissement une microstructure identique à celle existante à haute température. Pour cela, la vitesse critique de trempe doit être dépassée afin d'empêcher toute croissance de phases au cours de la solidification. En pratique, le module de trempe à eau de la machine Gleeble permet d'atteindre de vitesses de refroidissement de l'ordre de $10000^{\circ}C.s^{-1}$ en surface des échantillons. Le tableau 2.1 donne les températures de pic atteintes au centre des échantillons, les températures auxquelles sont maintenus les échantillons, les vitesses de chauffe et de refroidissement pour chaque cycle thermique exercé. Les températures maximales sont légèrement supérieures aux températures de maintien du fait de la puissance de chauffe par effet Joule et du mode de régulation. Le soudage de trois thermocouples supplémentaires de part et d'autre du point chaud de l'éprouvette permet de connaître avec précision les températures en ces points (cf. figure 2.3).

Position axiale	Température max. [°C]	Isotherme [°C]	$V_{chauffe}$ [°C]	$V_{refroidissement}$ [°C]
Temps de maintien 15s - Échantillon R1100_COURT				
Centre	1109,1	1100,0	109	10512
5mm	1086,0	1045,2	107	5365
10mm	1078,7	995,8	106	2351
15mm	960,8	792,2	94	1691
Temps de maintien 2h- Échantillon R1100_LONG				
Centre	1109,3	1100,0	109	7809
5mm	1011,6	1061,9	99	3521
10mm	1068,9	991,1	105	1116
15mm	979,2	938,9	96	294

Tableau 2.1: Températures maximales atteintes, températures de maintien, vitesse de chauffe et vitesse de refroidissement.

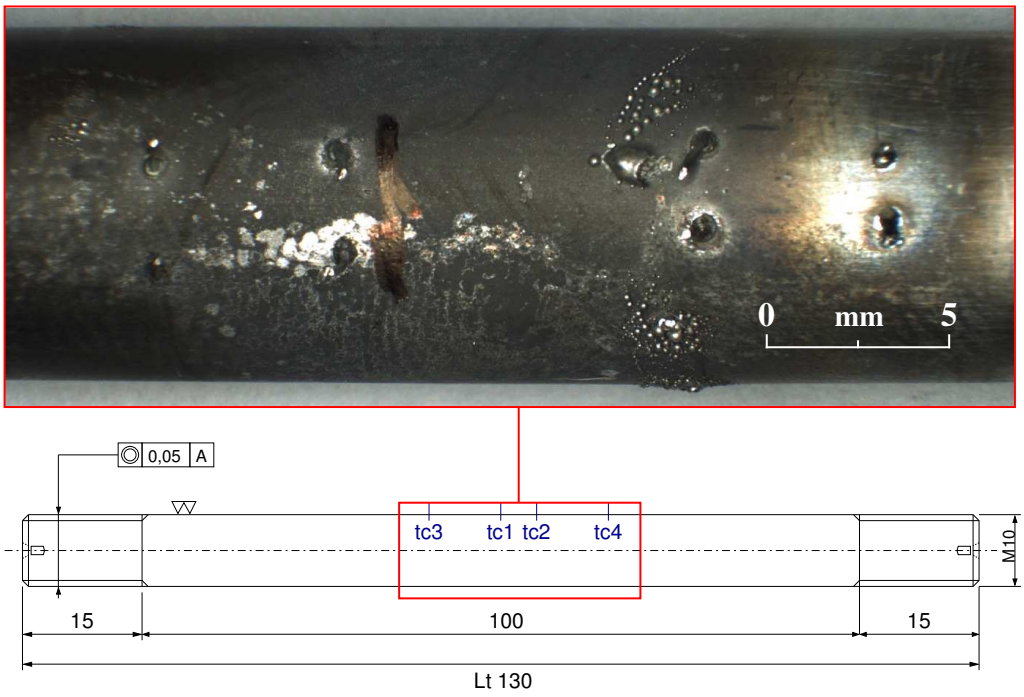


FIGURE 2.3: Soudage des quatre thermocouples le long de l'éprouvette.

2.2.3 Essais de dilatométrie libre

Toute modification de la température d'un métal s'accompagne de variations continues de son volume massique du fait de la dilatation thermique et éventuellement discontinues du fait des transformations allotropiques possibles. En pratique, les effets de la dilatation sur les dimensions géométriques d'une éprouvette sont mesurés en considérant le coefficient de dilatation linéique α_l défini [Mur94] par les équations 2.1 et 2.2 :

$$\alpha_l = \frac{\frac{dl}{d\theta}}{l_\theta} \tag{2.1}$$

Coefficient de dilatation linéique vrai à la température θ

$$\bar{\alpha}_l = \frac{l_\theta - l_{\theta_0}}{[\theta - \theta_0] \cdot l_{\theta_0}} \tag{2.2}$$

Coefficient de dilatation linéique moyen entre θ et θ_0

Les essais de dilatométrie permettent, en choisissant une large gamme de température, une première étude exploratoire. Ils consistent en un cycle de chauffage-refroidissement contrôlé, en l'absence de charge, visant à déterminer les éventuelles cinétiques et températures de changement de phase, et les caractéristiques thermomécaniques du matériau.

Les essais de dilatométrie libre sont réalisés sur la machine Gleeble. Les déformations sont étudiées dans la partie centrale de l'éprouvette, soit une zone de 15 mm de longueur dans laquelle on considère, après l'avoir vérifié, que la température est uniforme. L'éprouvette est chauffée par effet Joule à la vitesse constante de $20^{\circ}C.s^{-1}$ jusqu'à 1000°C. Elle est ensuite refroidie librement à l'intérieur de l'enceinte, par convection, par rayonnement, et par conduction dans les mors continuellement refroidis par une circulation d'eau. La vitesse de refroidissement varie ainsi de $30^{\circ}C.s^{-1}$ à $0^{\circ}C.s^{-1}$ en fin de refroidissement. La température est contrôlée par quatre thermocouples soudés le long de la zone étudiée. Les déformations sont mesurées par un extensomètre axial, les dilatations par un dilatomètre radial. Le capteur de force utilisé a une capacité de 7 kN. L'asservissement en force du vérin mobile permet de maintenir constamment un effort nul (0 N $\pm$ 5 N) dans l'éprouvette.

Les éprouvettes utilisées lors des essais de dilatométrie libre sont représentées sur la figure 2.2.b. Le schéma de montage est présenté en annexe A. L'écart maximal mesuré au cours des essais entre le point chaud et le point froid de la zone utile de l'éprouvette est de 6°C, soit un gradient thermique longitudinal moyen au cours des essais de $4{,}8^{\circ}C.cm^{-1}$. Le gradient thermique dans le sens radial n'a pas été mesuré, puisque l'on ne disposait pas d'un thermocouple au cœur de l'échantillon. Néanmois, les effets de peau étant négligeable à la fréquence de courant employée (50 Hz), l'éprouvette ne subit que très peu de variations de température au sein de sa section.

2.2.4 Essais de traction simple

D'une manière générale, l'essai de traction permet la détermination des propriétés rhéologiques d'un corps, c'est-à-dire la recherche des constantes élastiques, du seuil de déformation plastique ainsi que des contraintes de déformation au-delà de ce seuil. Il permet de déterminer la déformation d'un échantillon en fonction de la charge qui lui est appliquée. Dans le cas de l'essai de traction uniaxial, la géométrie de l'éprouvette étudiée ainsi que le chargement auquel elle est soumise permettent de se placer dans l'hypothèse des contraintes et des déformations planes, car les déplacements et contraintes sont supposés toujours parallèles au plan contenant l'axe de l'éprouvette. Les paramètres identifiés lors des essais de traction sont donc les paramètres élastoplastiques classiques. Outre le module d'Young, on détermine la limite de non-linéarité, la limite d'élasticité à 0,1%, la limite d'élasticité à 0,2%, l'incrément de contrainte en fonction de l'incrément de déformation plastique, et le module d'écrouissage. Les caractéristiques relatives à la rupture du matériau ne sont pas recherchées prioritairement. Néanmoins, ces essais devraient permettre de déterminer également la résistance et l'allongement à la rupture.

Le dimensionnement des éprouvettes doit tenir compte des propriétés mécaniques du matériau ainsi que des spécifications de la machine d'essai. En effet, plusieurs cellules de force sont disponibles sur la Gleeble 3500, 100 kN, 22 kN et 7 kN. Les éprouvettes doivent être dimensionnées de sorte que l'effort maximal exercé lors des essais n'engendre pas la plastification du capteur de force, sachant que celui-ci plastifie environ à 150% de sa capacité. Inversement, il ne doit pas être inférieur à 25% de cette capacité de manière

à limiter les incertitudes de mesure. Cette étude doit être faite pour toute la gamme de température considérée lors du procédé de dépôt. La difficulté est alors l'absence d'études sur l'évolution de ces propriétés à haute température. La littérature donne tout de même une indication des propriétés mécaniques attendues à température ambiante (cf. tableau 1.2 page 10). Le bon sens laisse supposer que la ductilité du matériau augmente avec la température. Ainsi, le couple cellule de force-éprouvette utilisé à température ambiante convient également aux températures supérieures. Ce choix est ensuite ajusté au fur et à mesure que la température d'essai augmente afin d'optimiser la précision des mesures.

Les procédures suivies lors des essais de traction uniaxiaux suivent les prescriptions des normes relatives aux essais à température ambiante [AFN01] et à haute température [AFN92]. La vitesse d'essai est fixée à $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$, sauf dans le cas des essais de traction à vitesse de déformation variable, où cette vitesse varie entre $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}s^{-1}$. Ces essais à vitesse variable ont pour but d'identifier l'influence des effets visqueux. Le point le plus délicat lors des essais mécaniques à haute température est le contrôle et surtout le maintien de la zone utile de l'éprouvette à la température prescrite $\pm$0,5%. Comme pour les essais de dilatométrie, l'utilisation de mors en acier à zone de contact mors-éprouvette réduite permet de limiter le gradient thermique dans la zone de mesure de la déformation. La variation maximale admissible à haute température ($\pm 6^{\circ}C$) est respectée, permettant ainsi la reproductibilité des essais.

2.2.5 Essais cycliques de traction-compression

L'objectif des essais de traction-compression est de déterminer un modèle de comportement permettant la prise en compte du type d'écrouissage mis en lumière lors des essais. Pour cela, il est donc nécessaire d'identifier un certain nombre de paramètres au cours des essais cycliques, à commencer par le seuil d'écoulement viscoplastique. Le signal imposé en déformation totale est de forme triangulaire symétrique en traction et compression. Le démarrage de l'essai se fait toujours vers la traction, à partir d'une valeur nulle du couple contrainte-déformation.

De la même manière que pour les essais de traction, la contrainte maximale exercée lors des essais cycliques ne devra jamais être inférieure à 25% de la capacité de la cellule de force. Les éprouvettes doivent être conçues de manière à permettre des chargements de traction-compression sans présenter trop de risques de flambage et avec des concentrations de contrainte aussi faibles que possible. Un bon compromis entre ces deux impératifs est en général trouvé avec une longueur de zone cylindrique limitée à 2 ou 3 fois le diamètre et des congés de raccordement toriques de rayon assez élevé (supérieur à 5 fois le diamètre de l'éprouvette). La déformation est ainsi localisée au centre de l'éprouvette, où le diamètre est minimal, et la striction a lieu à l'endroit même où est mesurée la déformation. Enfin, le rapport entre les sections de la tête et de la partie utile devra être supérieur à 1,5.

Les éprouvettes utilisées lors des essais de traction-compression sont présentées figure 2.2.c. Pour cette géométrie, la charge critique de Dutheil [Dut51] est définie par :

$$\sigma_t = \sigma_c + 1,3\sigma_e \tag{2.3}$$

$$F = \frac{\pi D^2}{4\left(\sigma_t/2 - \sqrt{\sigma_t^2/4 - \sigma_e\sigma_c}\right)} \tag{2.4}$$

$$\lambda_c^2 = \pi^2 \frac{E}{\sigma_e} \tag{2.5}$$

avec :

σ_t	la charge critique de flambement ,
σ_c	la charge critique d'Euler ,
σ_e	la limite d'élasticité ,
L	la longueur utile de l'éprouvette ,
λ_c	le coefficient d'élancement critique du matériau.

La machine d'essai n'ayant encore jamais été utilisée en compression, il est nécessaire de concevoir un montage permettant de transmettre les efforts à la fois en traction et en compression. La figure 2.4 schématise les mors de traction-compression conçus pour le montage de l'éprouvette présentée figure 2.2.c. Deux écrous prenant appui sur les faces

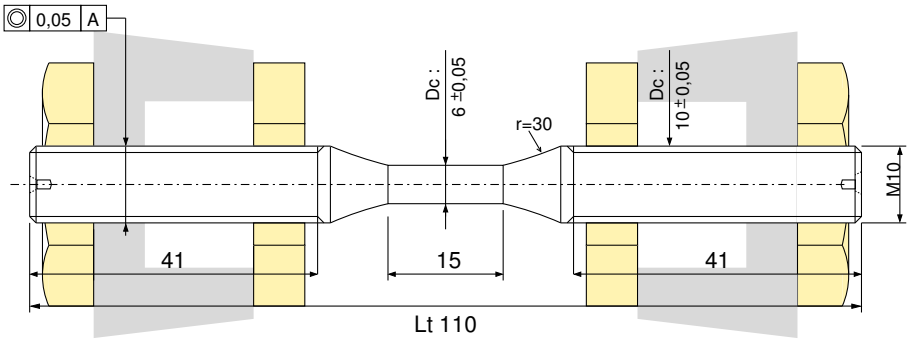


FIGURE 2.4: Montage de l'éprouvette à filetage long

internes et externes des mors permettent la transmission des efforts dans les sens traction et compression. La zone de contact entre les mors et l'éprouvette est réduite de manière à limiter les transferts électriques entre les deux pièces et ainsi le gradient thermique dans la zone utile. Les dimensions des mors doivent en revanche être suffisantes de manière à assurer une rigidité aussi bonne que possible.

2.3 Résultats

2.3.1 Caractérisation de la microstructure brute de dépôt

Microstructure

La figure 2.5 présente les microstructures observées en divers points d'une passe de soudage. L'observation de la microstructure à l'interface entre deux passes successives

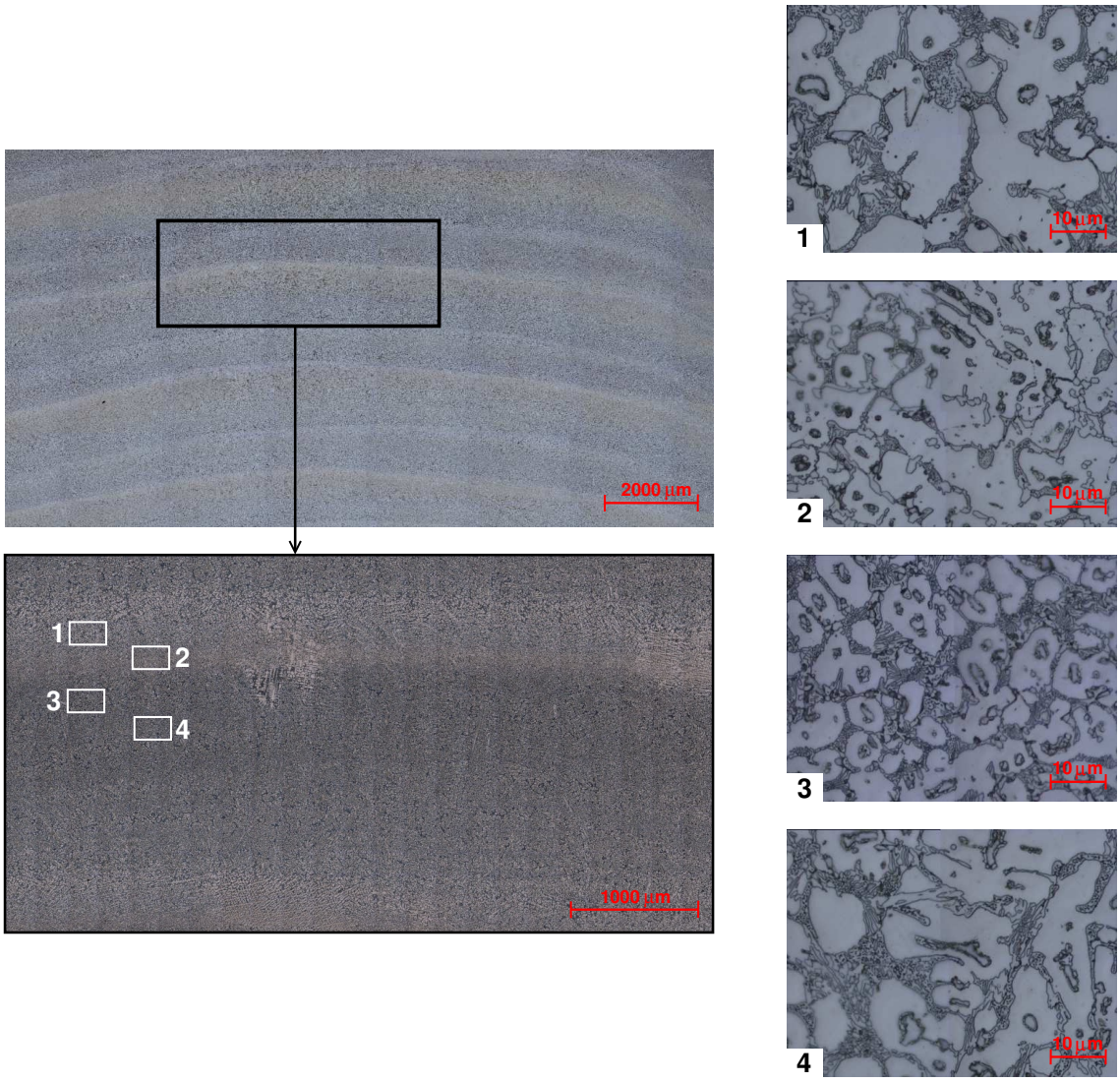


FIGURE 2.5: Hétérogénéité de la microstructure au sein d'une passe de soudage [GMG09].
La taille des dendrites diminue lorsque l'on se rapproche de la surface d'une passe.

met en lumière de légères modifications dans la distribution des dendrites austénitiques. En particulier, la taille des dendrites diminue dans la zone supérieure de la passe [1 -

Fig.2.5], car la vitesse de refroidissement y est plus élevée. En revanche, aucune orientation privilégiée dans l'espace n'est décelable, et ce quelle que soit la zone du matériau observée. Le Norem02 présente donc une légère hétérogénéité à l'échelle d'une passe, mais est homogène à l'échelle de la structure multipasses.

La microstructure du Norem02 à l'état de réception est illustrée figures 2.6a et 2.6b par les observations au microscope optique et au MEB. Elle est constituée de dendrites austénitiques de 10 à 30 μm [A - figure 2.6a] avec au centre un squelette de ferrite [B - figure 2.6a]. La zone interdendritique est formée d'un eutectique constitué de carbures et d'austénite [C - figure 2.6a] et d'autres phases [D - figure 2.6a]. Ces observations sont en accord avec celles réalisées au cours des caractérisations précédentes, notamment lors d'une étude menée par EDF [Mil05] ou dans les travaux de Cockeram [Coc02].

Les pointés réalisés par microsonde pour chacune des zones annotées de [A] à [F] sur la figure 2.6b permettent de préciser la composition de chacune des phases en ces points. Les cartographies obtenues sont présentées figure 2.7. Les compositions moyennes sont données dans le tableau 2.3. La zone interdendritique est constituée d'austénite [A - figure 2.6b], de carbures M_7C_3 [B - figure 2.6b], de ferrite [C - figure 2.6b] et de précipités blancs [D - figure 2.6b].

	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	Fe
Austénite [A,E-Fig.2.6b]		3,8	22,2	3,4	4,5	1,0	65,1
Ferrite intradendritique [F-Fig.2.6b]		3,2	17,2	4,8	3,6	1,0	70,1
Ferrite interdendritique [C-Fig.2.6b]		4,2	18,6	4,7	4,2	1,8	66,5
Carbures [B-Fig.2.6b]	9,4	2,4	66,1	0	0,4	2,0	19,6
Précipités blancs [D-Fig.2.6b]		4,6	31,0	4,9	3,0	7,7	48,8

Tableau 2.2: Norem02 brut de dépôt : composition moyenne des phases.

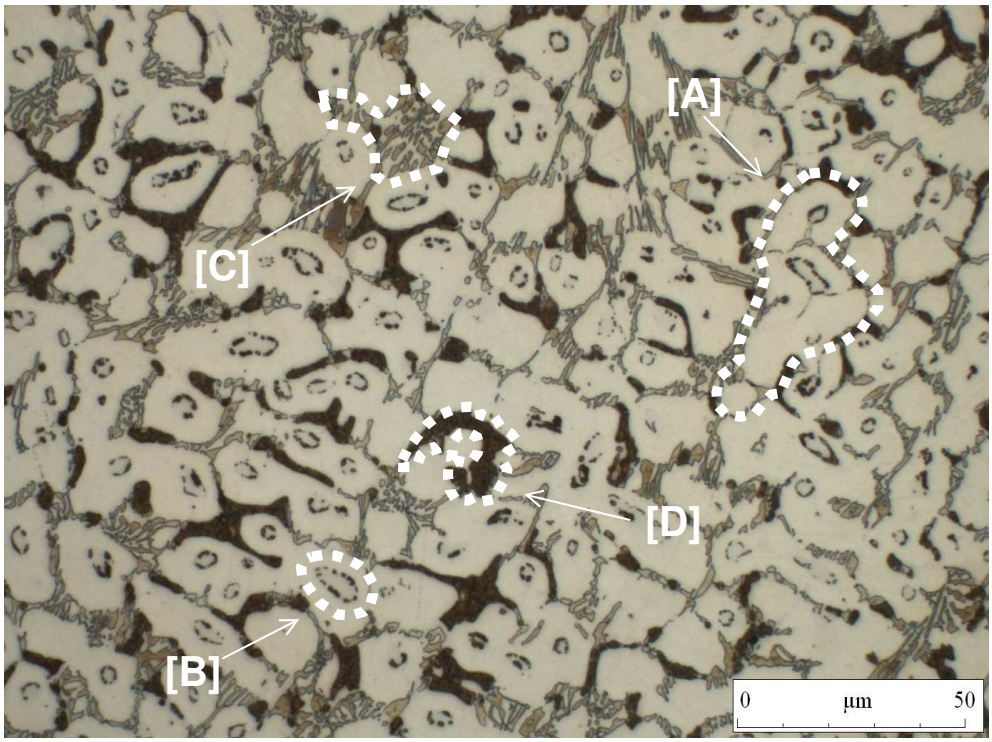
Les pointés [F - figure 2.6b] au cœur des dendrites et [E - figure 2.6b] dans l'interdendrite permettent de distinguer deux types de ferrite, différant principalement par leur taux de Cr. Le taux en Cr de la phase austénitique est très élevé. Les zones de précipités blancs riches en Mo sont probablement constituées de carbures $M_{23}C_6$ car la quantité de C y est plus faible que pour les autres zones de carbures M_7C_3.

Les analyses de phases par radiocristallographie permettent de confirmer les résultats précédents. Le spectre de diffraction présenté figure 2.8 page 57 est de plus cohérent avec les observations faites lors des précédentes analyses des alliages Norem02 ([Coc02], [Ock00]), à savoir qu'il y a présence de carbures eutectiques de type M_7C_3 et de carbures non-eutectiques de type $M_{23}C_6$. Ces derniers se distinguent difficilement du bruit de fond car ils sont observés dans des proportions plus faibles.

Afin de comprendre les évolutions microstructurales qui conduisent à la recristallisation, des observations sont effectuées par EBSD. Les cartographies obtenues sont présentées figure 2.9.

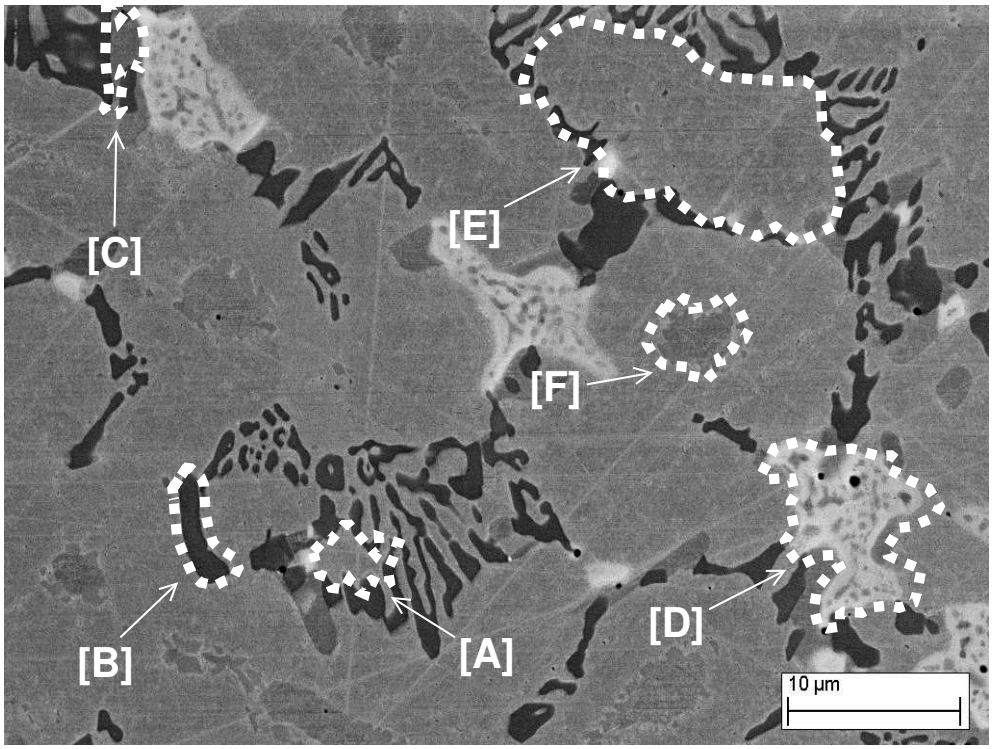
Plusieurs zones distinctes où la ferrite présente une même orientation cristallo-

a



Microscopie optique – attaque NaOH 1.7V 20s

b



MEB – brut de polissage diamant

FIGURE 2.6: Microstructure du Norem02 - a : brut de dépôt, microscopie optique - b : brut de dépôt, MEB

graphique sont observées. Ceci semble indiquer que la ferrite ne croît pas de façon désordonnée, mais qu'il y a germination au cours du refroidissement. Il y a plusieurs orientations cristallographiques de l'austénite au sein d'une zone qui présente par ailleurs une même orientation de la ferrite, ce qui amène à dire que l'austénite croît à partir de la ferrite au cours du refroidissement et non le contraire. Ceci confirme les observations de Cockeram [Coc02] selon qui cette ferrite est de la ferrite δ, qui se forme au cours de la solidification rapide depuis les hautes températures au cours du procédé de dépôt.

L'application des formules de Schaeffler définies lors du chapitre précédent (équation 1.4 page 22) à chacune des phases identifiées du Norem02 brut de dépôt permet de déterminer les équivalents nickel et chrome.

	$Ni_{équivalent}$	$Cr_{équivalent}$
Austénite [A,E-Fig.2.6b]	6,4	28,3
Ferrite intradendritique [F-Fig.2.6b]	4,8	25,4
Ferrite interdendritique [C-Fig.2.6b]	6,3	29,9
Carbures [B-Fig.2.6b]	283,6	68,1
Précipités blancs [D-Fig.2.6b]	5,3	46,1

Tableau 2.3: Norem02 brut de dépôt : éléments gammagènes et aphagènes.

Les équivalents chrome élevés des phases austénitique et ferritiques (intradendritique et interdendritique) indiquent une forte teneur en éléments alphagènes. D'après le diagramme de Schaeffler, la ductilité de chacune des phases sera donc faible. De plus, toutes les phases (à l'exception des carbures pour lesquels l'application de ces formules n'a pas de sens, et des précipités blancs, sortant du domaine d'application du diagramme car formés principalement de chrome) se situent dans le domaine de co-existence de la ferrite et de l'austénite (cf. figure 2.10). Cela confirme les observations faites, à savoir que le Norem02 est constitué d'une structure austénitique avec présence de ferrite.

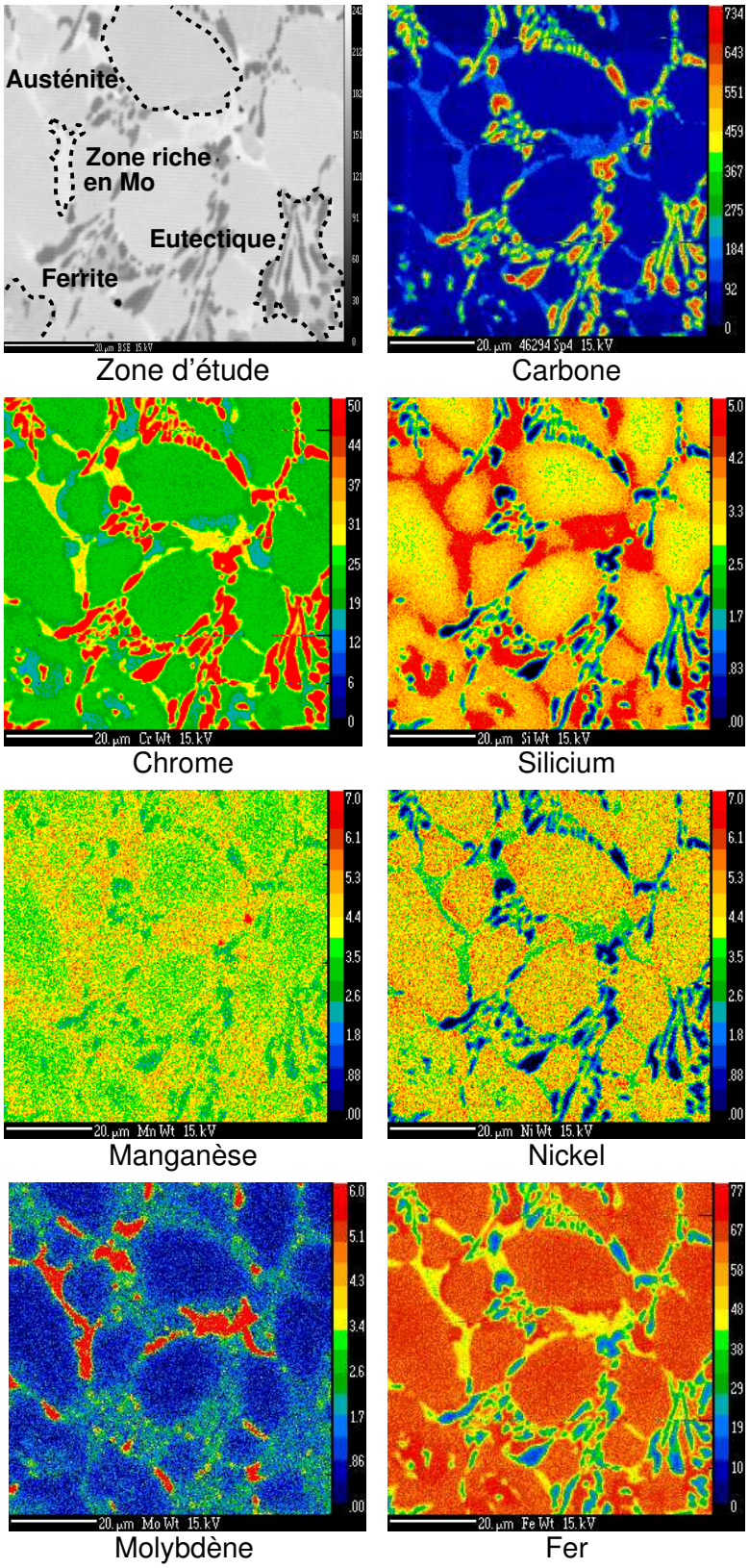


FIGURE 2.7: Norem02 brut de dépôt : cartographie de répartition des éléments chimiques.

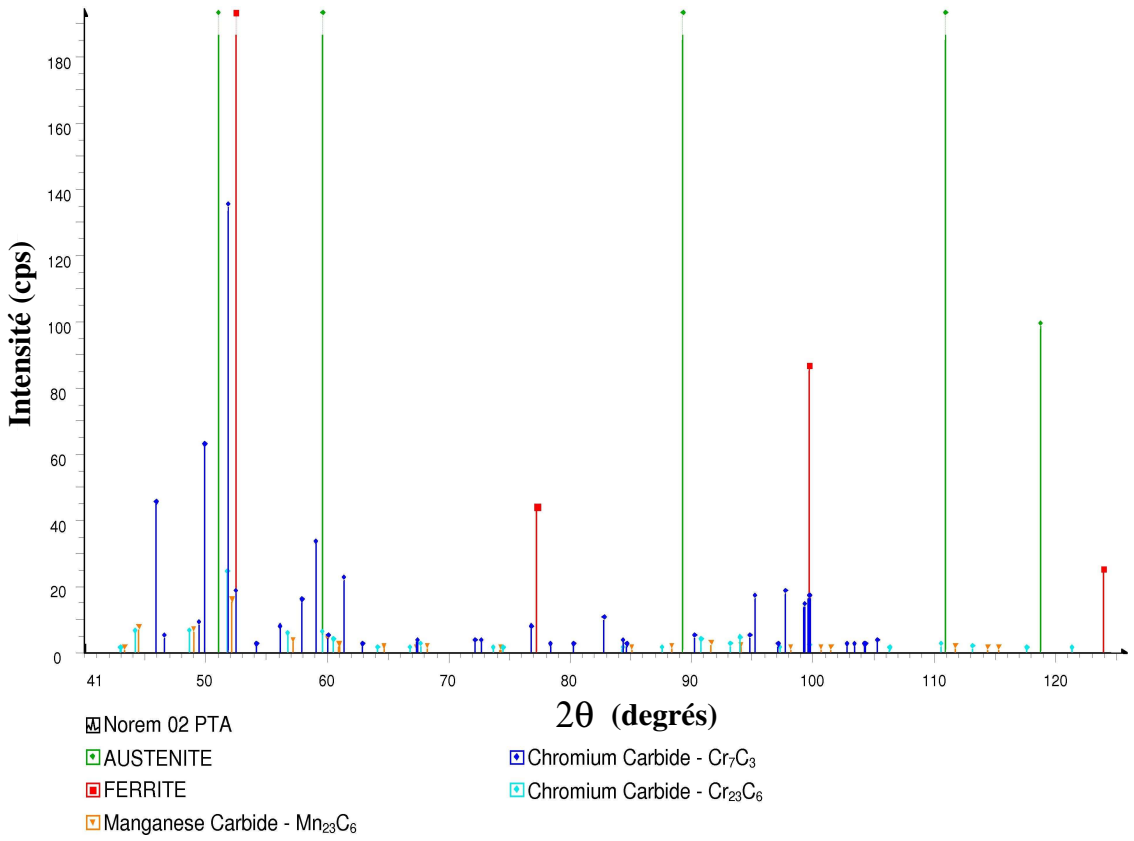


FIGURE 2.8: Norem02 brut de dépôt : spectre de diffraction RX.

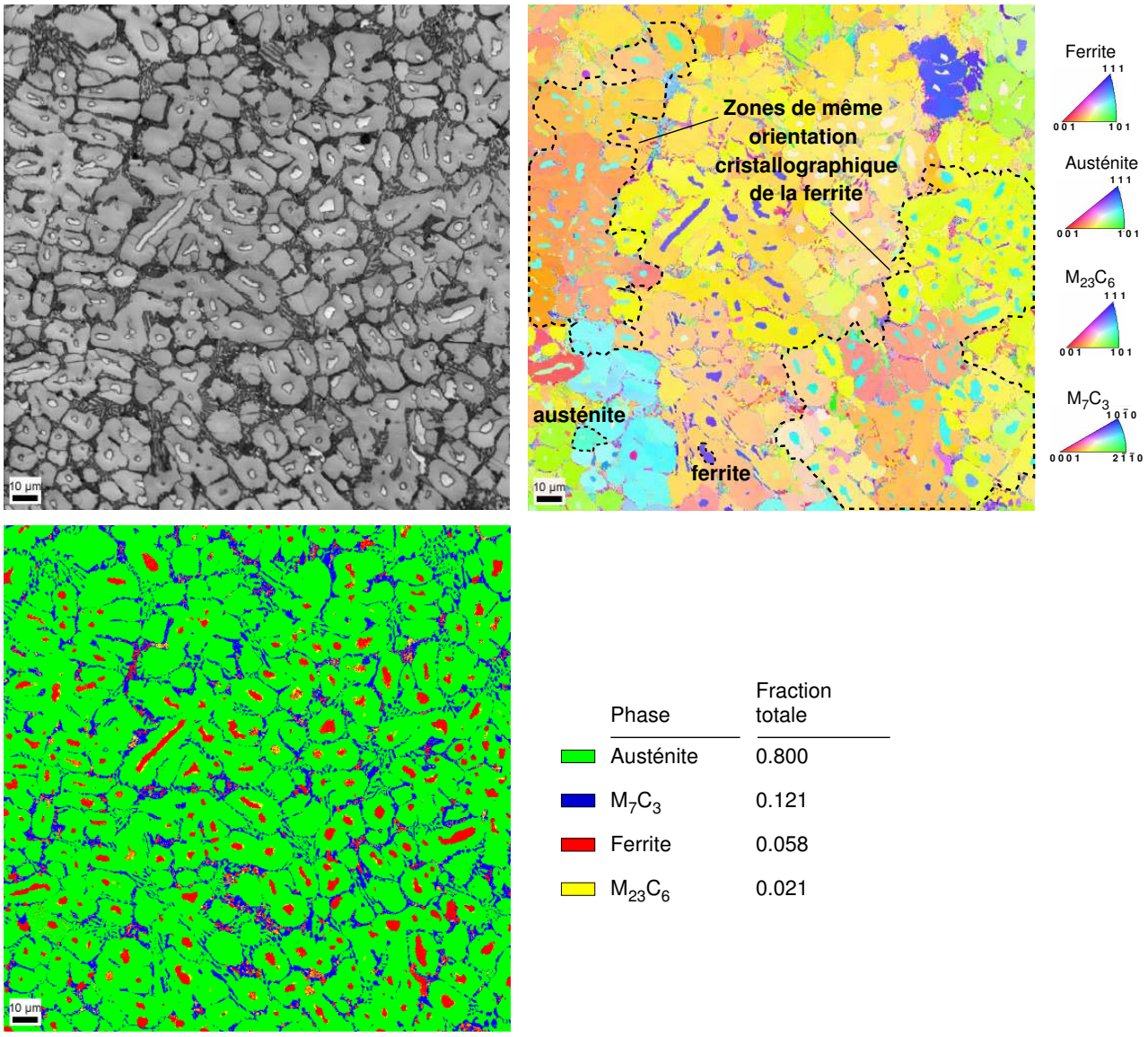
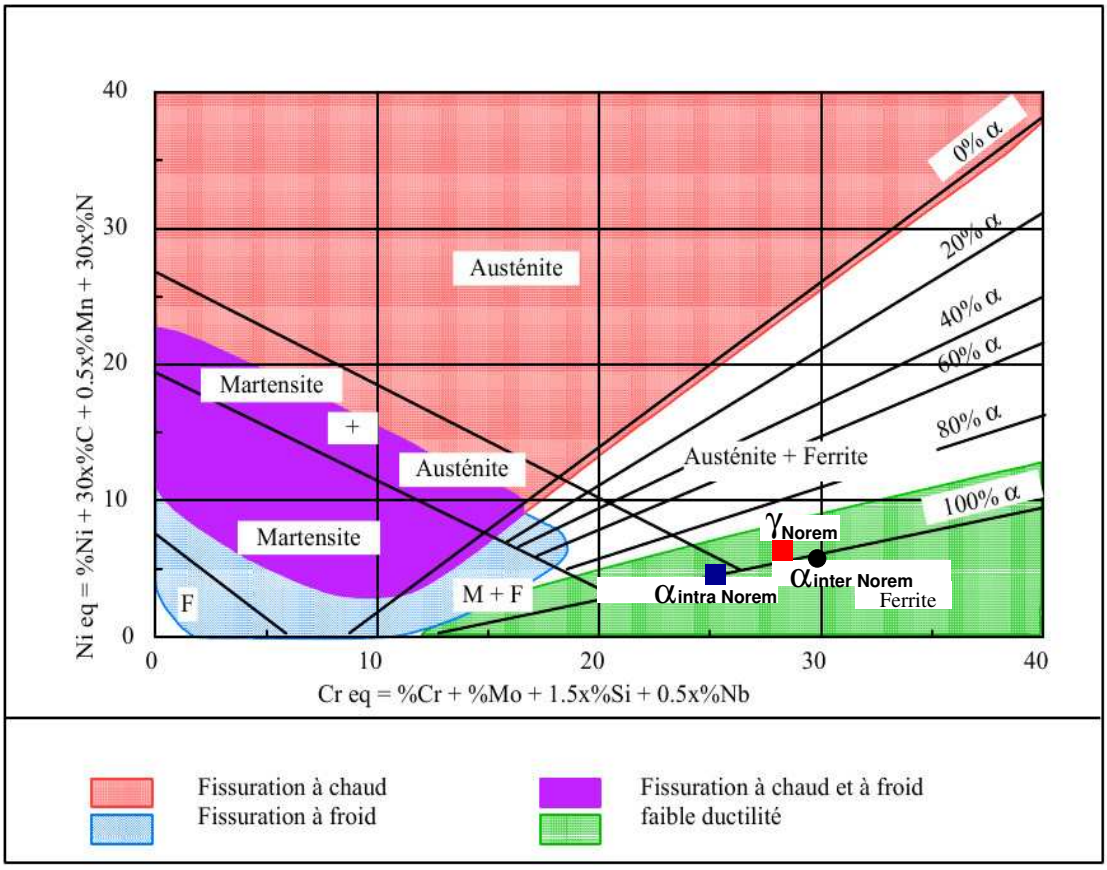


FIGURE 2.9: Norem02 brut de dépôt : cartographies EBSD.



Positionnement des principales phases du Norem02 :

- Austénite
- Ferrite intra–dendritique
- Ferrite inter–dendritique

FIGURE 2.10: Positionnement des phases du Norem02 dans le diagramme de Schaeffler.

	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	Fe
Austénite		4,0	21,9	3,7	4,7	0,9	66,2
Ferrite intradendritique		3,2	23,2	4,8	3,3	1,4	66,1
Carbures [A-Fig.2.12b]	9,2	2,4	68,7	0	0,2	2,1	19,8
Précipités blancs [B-Fig.2.12b]		4,7	32,0	4,5	3,5	4,5	50,2
Nouveaux carbures [C-Fig.2.12b]		3,0	55,8	0,4	1,5	3,2	33,9

Tableau 2.4: Échantillon R1100_COURT chauffé 15s à 1100˚C : composition moyenne des phases.

	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	Fe
Austénite	1,1	4,2	19,9	4,3	4,8	1,0	67,1
Carbures	6,2	3,0	59,5	0,1	1,0	3,7	28,7

Tableau 2.5: Échantillon R1100_LONG chauffé 2h à 1100˚C : composition moyenne des phases.

2.3.2 Caractérisation de la microstructure après passage à haute température

Les observations de l'échantillon R1100_COURT, chauffé à 1100˚C durant 15s, sont présentées figures 2.12a et 2.12b.

En comparant la microstructure à celle observée pour le Norem02 brut de dépôt, il apparaît que les zones de précipitation [A - figure2.12a] sont plus massives que dans l'état non traité. Le squelette de ferrite au cœur des dendrites d'asuténite [B - figure2.12a] est moins apparent. La composition de la zone interdendritique a quant à elle évolué, puisque les carbures M_7C_3 de l'eutectique [C - figure2.12a] sont moins massifs. Cette dernière observation est confirmée par les observations réalisées au MEB, figure 2.12b.

D'après les pointés microsonde réalisés, la composition de ces carbures [A – figure2.12b], donnée dans le tableau 2.4,n'a quasiment pas évolué. Les précipités des zones blanches [B - figure2.12b] sont moins massifs, ils sont appauvris en Mo. Une nouvelle phase apparaît [C – figure2.12b], les pointés microsonde montrent qu'elle est riche en Cr. Il s'agit de nouveaux carbures, différents des Cr_7C_3. La ferrite intradendritique s'enrichit en Cr et Mo. La composition de la matrice austénitique n'a pas évolué.

Les figures 2.12c et 2.12d présentent la microstructure de l'échantillon R1100_LONG chauffé à 1100˚C comme l'échantillon R1100_COURT, mais cette fois pendant une durée de 2 heures au lieu de 15 secondes. Le temps de maintien à chaud semble avoir cette fois un effet important, puisque la microstructure a considérablement changé. La matrice austénitique est toujours présente, sa composition, donnée par des cartographies microsonde, est très proche de celle observée à l'état brut de dépôt et pour l'échantillon R1100_COURT. Elle est synthétisée dans le tableau 2.4 page 60. Cette structure dendritique est aussi observée à l'ambiante car, même dans le cas du soudage multipasses, les

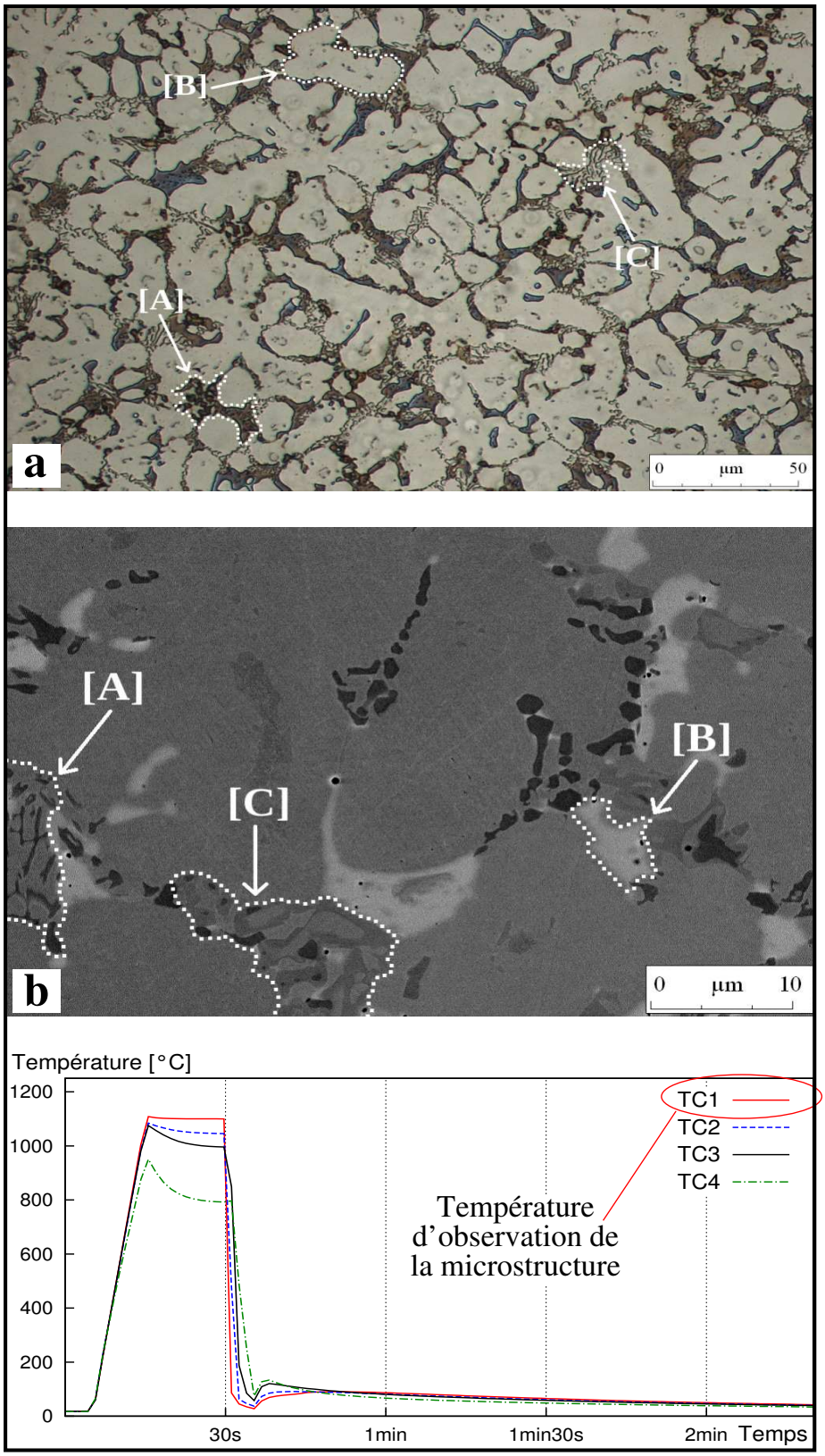


FIGURE 2.11: Microstructure du Norem02 - échantillon R1100_COURT, chauffé 15s à 1100˚C - a : microscopie optique - b : MEB

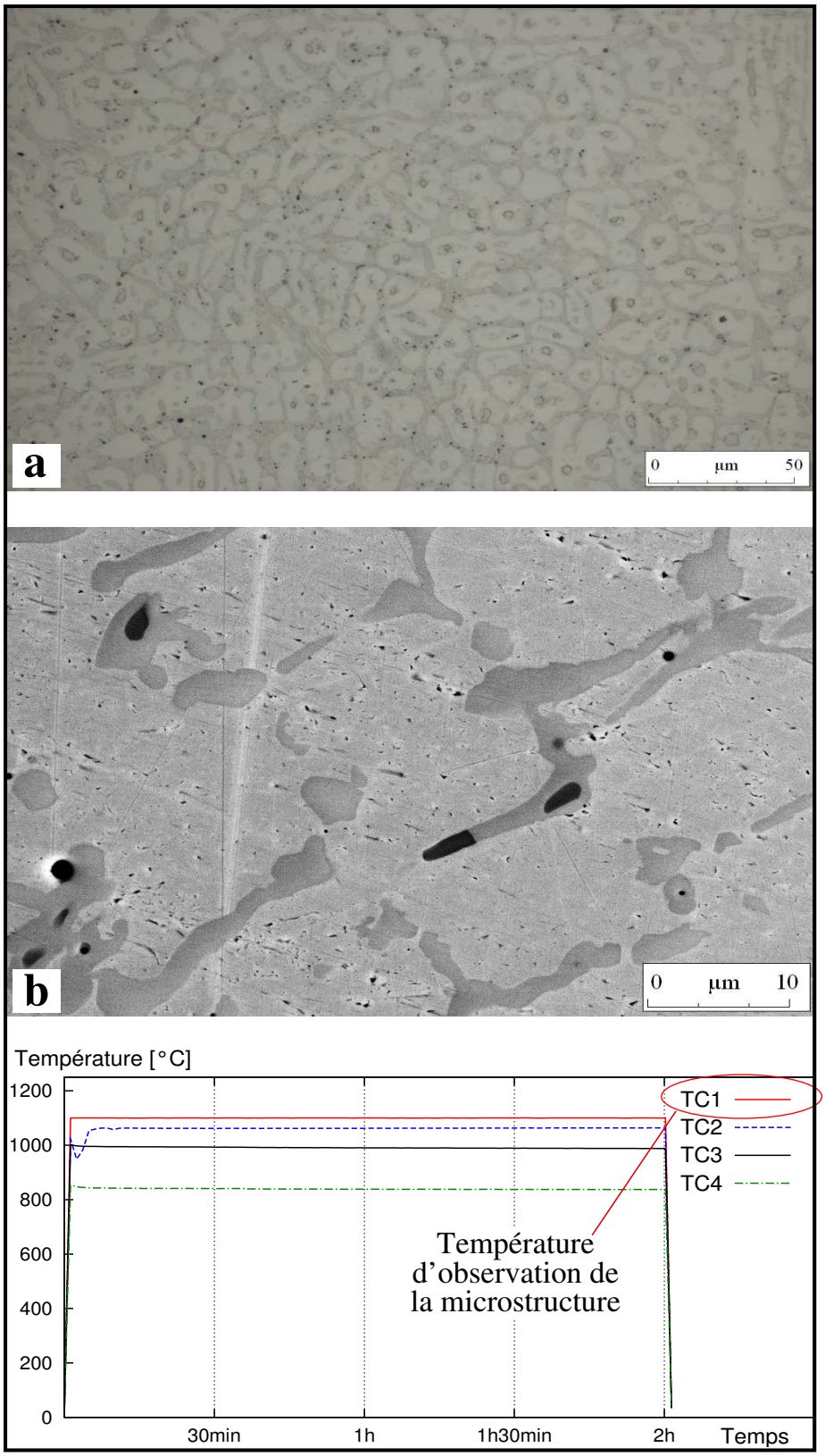


FIGURE 2.12: Microstructure du Norem02 - échantillon R1100_LONG, chauffé 2h à 1100˚C - a : microscopie optique - b : MEB

grains d'austénite de la passe revenue ne subissent pas de recristallisation. À l'inverse, ce type de structure n'apparaîtrait pas dans les soudures d'acier ferritique car, lors du refroidissement, une transformation solide-solide détruit la structure dendritique.

Seule la composition en Si augmente légèrement lorsque le temps de maintien augmente. Les îlots de ferrite au centre des dendrites ont totalement disparu. Il n'y a donc plus de traces de ferrite. Quelques carbures de type M_7C_3 subsistent encore à cœur, mais leur taille a très largement diminué. Ce qui constituait l'interdendrite est maintenant composé de carbures plus grossiers.

La figure 2.13 permet de constater l'évolution de composition chimique de chaque phase suivant le traitement thermique subi. La composition de l'austénite demeure quasi-

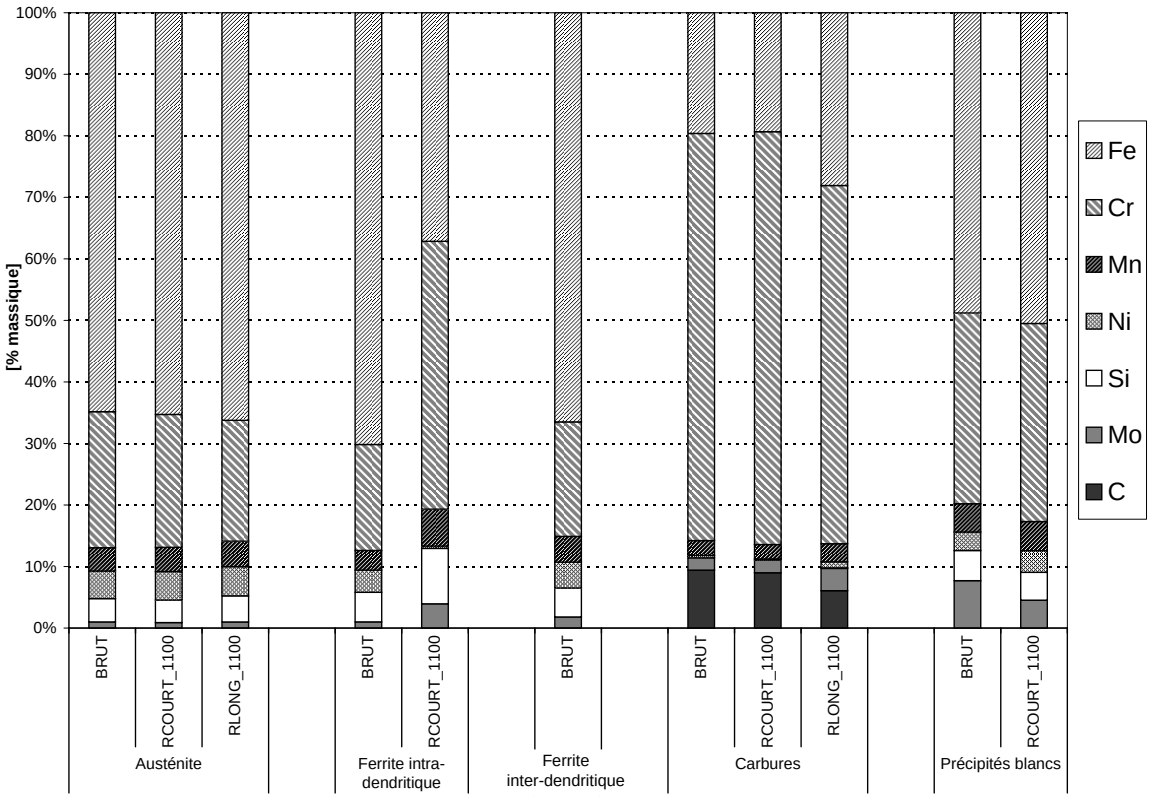


FIGURE 2.13: Comparaison des analyses par microsonde pour chaque traitement thermique – composition moyenne des phases.

ment inchangée lors des traitements thermiques R1100_COURT et R1100_LONG. Une légère augmentation de la proportion en fer est tout de même observable, indiquant une redistribution des éléments d'alliage. Du fait de la diffusion, la phase austénitique, qui croît au détriment de la ferrite, s'appauvrit en chrome.

Le gradient thermique sur l'éprouvette durant la phase de chauffage permet d'observer également les microstructures après traitement thermique à 991˚C et 938˚C durant

2 heures. Il apparaît alors que pour une température de maintien comprise entre ces deux valeurs, la microstructure est très peu perturbée par rapport à celle du matériau brut de dépôt. Figure 2.14, des profils de micro-dureté Vickers réalisés montrent que la dureté n'est pas influencée par la température de maintien, puisqu'elle est toujours proche d'une valeur moyenne de 400 Hv, et donc identique au matériau à l'état reçu. En effet, des

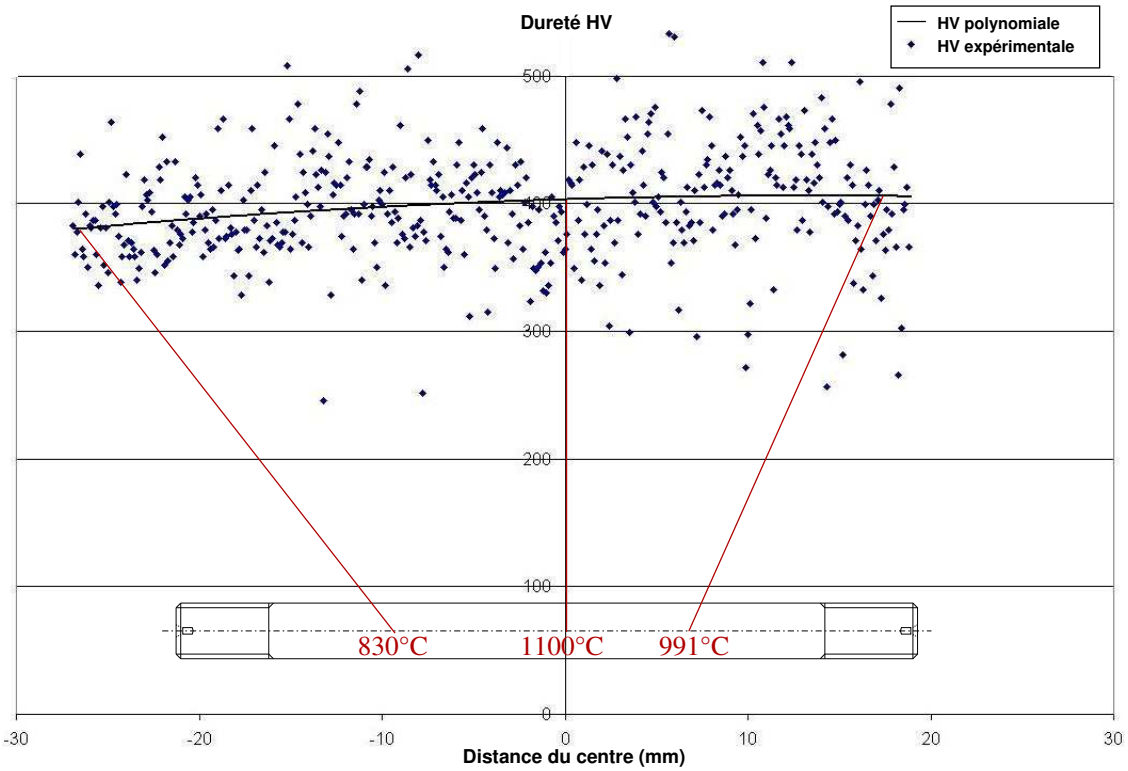


FIGURE 2.14: Micro-dureté Vickers après maintien 2h à 1100˚C (température au centre de l'éprouvette).

mesures effectuées à EDF R&D [Che09] indiquent une dureté comprise entre 429 et 441 Hv pour le Norem02 à l'état brut de dépôt.

Le traitement thermique à 1100˚C durant un temps cours (R1100_COURT) a un effet négligeable qualitativement sur la répartition des phases, de même qu'un maintien à température plus faible (à 938 et 991˚C) durant un temps plus long (R1100_LONG). Cela indique qu'il est nécessaire d'atteindre des températures élevées durant des temps longs pour affecter significativement la microstructure du Norem. Ces temps et températures ne sont pas caractéristiques du soudage multipasses, où le matériau ne subi que des traitement thermiques de quelques centaines de degrés (environ 800˚C) durant des temps courts (quelques secondes) lors du dépôts des passes successives.

2.3.3 Essais de dilatométrie libre

Les courbes de la figure 2.15 présentent les valeurs brutes de déformation mesurées et l'évolution du coefficient de dilatation, déduite des précédentes par dérivation par rapport à la température. Les coefficients de dilatation calculés sont également reportés tableau 2.6.

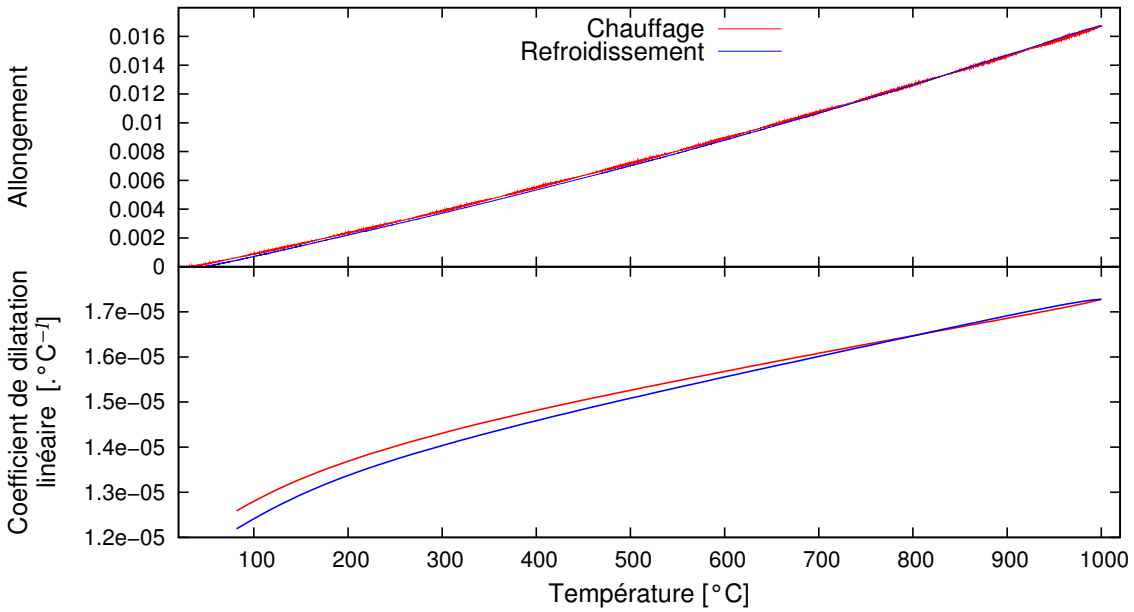


FIGURE 2.15: Déformation (en haut) et coefficient de dilatation thermique (en bas) en fonction de la température.

La légère différence observable à une température donnée entre les coefficients calculés lors de la chauffe et du refroidissement s'explique par la différence entre les vitesses de chauffe et de refroidissement. En effet, le refroidissement étant libre, il est d'autant plus rapide que la température est élevée. Ainsi, lorsque la température est proche de son maximum, le coefficient de dilatation est supérieur lors de la phase de refroidissement. À l'inverse, dans la zone de basse température où le refroidissement est plus lent que le chauffage, le coefficient de dilatation le plus élevé est observé lors de la phase de chauffe.

Aucun changement de pente n'est décelable par dilatométrie, dans la gamme de température étudiée. Il n'y a donc pas de transformation allotropique apparente entre la température ambiante et 1000°C si l'on s'en tient aux mesures du coefficient de dilatation, puisque la courbe 2.15 ne présente pas de déviation notable. De plus, la longueur de l'échantillon est restaurée à l'issue du refroidissement, ce qui confirme la conclusion précédente puisqu'il n'y a pas de plasticité de transformation.

Les valeurs mesurées sont en accord avec la littérature ([Mil05], tableau 1.2 page 10). La courbe moyenne sera retenue comme valeur de référence lors de la mise en données du

Température [°C]	α [x 10^{-6}°C^{-1}]	
	Chauffage	Refroidissement
20	-	-
100	12,7	12,4
200	13,7	13,4
300	14,3	14,1
400	15,8	14,6
600	15,7	15,6
700	16,0	16,0
800	16,5	16,5
900	16,8	16,9
1000	17,3	17,3

Tableau 2.6: Coefficient de dilatation mesuré au chauffage (vitesse de chauffe : 20 °C.s^{-1}) et au refroidissement (vitesse de refroidissement $\leq$ 30 °C.s^{-1}).

modèle de comportement. Elle est définie en fonction de la température par l'équation :

$$\alpha(T) = -2,166.10^{-12} \cdot T^2 + 7,262.10^{-9} \cdot T + 1,211.10^{-5} \tag{2.6}$$

2.3.4 Essais de traction simple

Les essais de traction uniaxiaux permettent la détermination des caractéristiques du comportement élastoplastique du Norem02. Éffectués de 20°C à 1000°C, le module d'Young (E) et la limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique sont alors obtenus en fonction de la température.

La déformation logarithmique ε_{log}, ou déformation rationnelle est calculée en rapportant l'allongement de l'éprouvette à sa dimension actuelle. L'équation 2.7 établit la relation entre la déformation conventionnelle mesurée par l'extensomètre et la déformation logarithmique.

$$\varepsilon_{log} = \int_{l_0}^{l_0+\Delta l} \frac{dl}{l} = ln\left(\frac{l_0+\Delta l}{l_0}\right) = ln\left(1+\varepsilon_{conv}\right) \tag{2.7}$$

La contrainte conventionnelle est calculée à partir de l'effort mesuré et du diamètre initial dans la partie utile des éprouvettes, la contrainte vraie σ_{vraie} est déterminée en considérant la déformation plastique incompressible. La relation entre les deux types de contrainte est :

$$\sigma_{vraie} = \frac{F}{S(t)} = \frac{F \cdot L(t)}{S_0 \cdot L_0} = \frac{F}{S_0 \cdot L_0} \cdot (L_0 + \Delta L) \tag{2.8}$$

La figure 2.16 présente les courbes de traction rationnelles obtenues de 20°C à 1000°C.

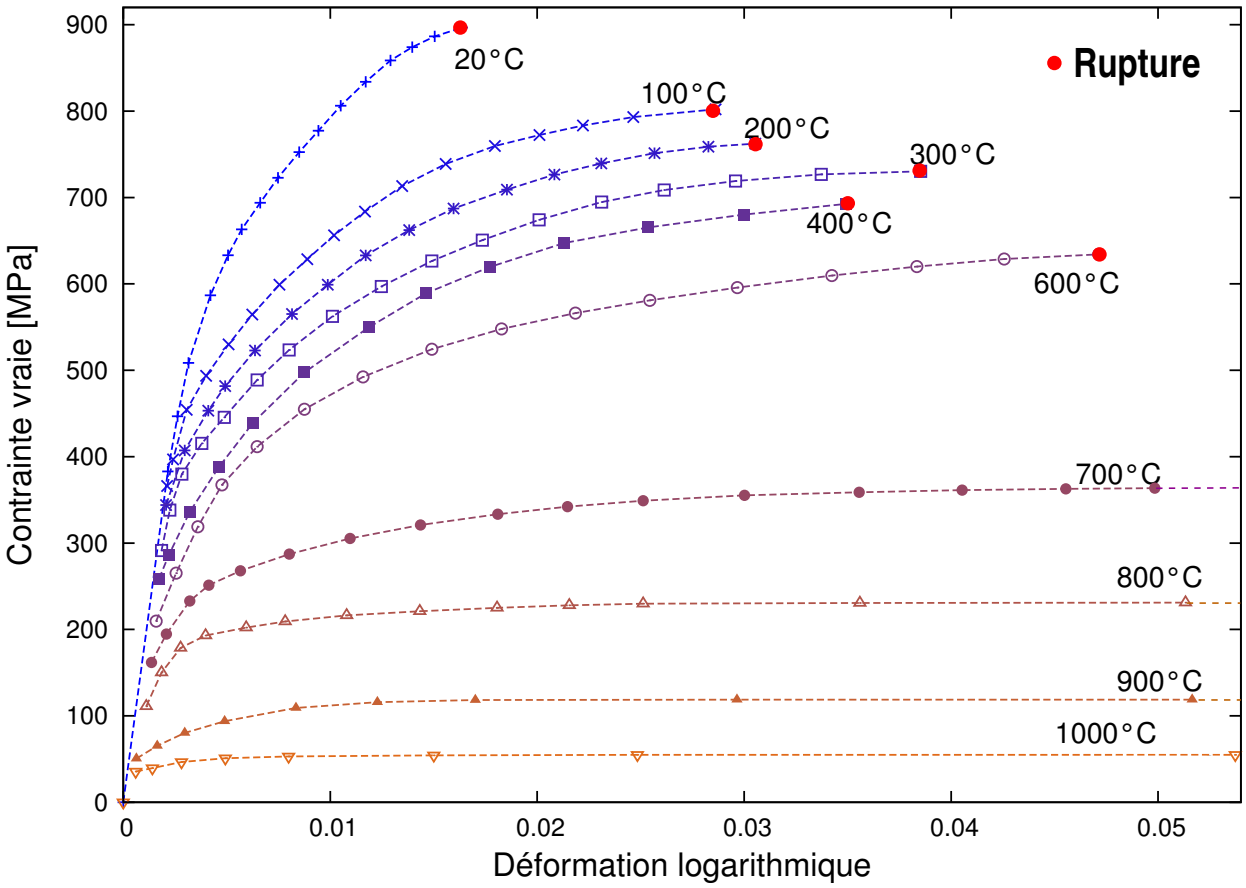


FIGURE 2.16: Courbes de traction rationnelles du Norem02 de 20˚C à 1000˚C, $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$.

Pour toutes les températures, un comportement linéaire est observé en début d'essai, qui correspond au comportement élastique du matériau, suivi d'une réponse non linéaire à partir de la limite d'élasticité. Dans un souci de clarté, la partie linéaire des courbes de traction est représentée figure 2.16 seulement pour la température ambiante, car les pentes observées dans la partie élastique pour des températures faibles à moyennes n'évoluent guère.

La fin de la période de consolidation est caractérisée par une diminution progressive du taux d'écrouissage ($\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ tend vers zéro). Ce phénomène résulte d'après Schmitt [SFT95] d'une saturation de la densité de dislocations par équilibre entre les taux de production et d'annihilation. À partir de 700˚C, ce phénomène s'amplifie au fur et à mesure de l'augmentation de la température, indiquant une restauration visqueuse de l'écrouissage.

La tableau 2.7 et la figure 2.17 récapitulent les paramètres élastoplastiques déterminés lors de la campagne expérimentale. La méthodologie d'identification est donnée en annexe A.

Afin de compléter la gamme de vitesses de sollicitation, des essais de traction uniaxiaux sont effectués à des vitesses de déformation nettement plus élevées, dans le but d'anal-

Température [°C]	α [x10^{-6}°C^{-1}]	E [GPA]	σ_y [MPA]	σ_u [MPA]
20	-	179	663	880
100	12,5	173	531	800
200	13,5	165	478	747
300	14,2	158	447	707
400	15,2	150	388	662
600	15,6	135	368	622
700	16,0	121	251	364
800	16,5	111	193	230
900	16,8	80	80	112
1000	17,3	59	47	57

Tableau 2.7: Identification des propriétés élastoplastiques en fonction de la température : coefficient de dilatation α, module d'Young E, la limite d'élasticité à 0,2% σ_y et la contrainte à la rupture σ_u.

yser l'influence des effets visqueux. La vitesse de déformation est portée de $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$ à $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}s^{-1}$, puis à $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}s^{-1}$ pour l'essai à 600°C. La figure 2.18 présente les courbes de traction rationnelles obtenues à 200°C et à 600°C en faisant varier la vitesse de déformation au cours d'un même essai, dans la partie élastique comme dans la partie plastique.

Il apparait qu'une augmentation de la vitesse de déformation de $10^{-4}s^{-1}$ à $10^{-3}s^{-1}$ puis à $10^{-2}s^{-1}$ a pour effet de créer un palier sur la courbe contrainte-déformation. Cet effet est amplifié à haute température, indiquant un accroissement des effets visqueux. Toutefois, leur importance est suffisamment minime en regard des niveaux de contraintes atteints dans la zone d'intérêt du soudage (basse et moyenne température) pour les négliger lors de l'établissement d'une loi de comportement.

2.3.5 Essais cycliques de traction-compression

Les essais de traction-compression cyclique ont pour but d'identifier le type d'écrouissage à prendre en compte dans la détermination de la loi de comportement. L'éprouvette est soumise à une sollicitation périodique en déformation, à vitesse uniforme $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\text{s}^{-1}$. La figure 2.19 présente les courbes obtenues à 20°C, 200°C et 400°C.

Une non-linéarité est observable pour chaque cycle de chaque essai, à l'instant où la contrainte change de signe. Cette non-linéarité a tendance à s'estomper lorsque la température augmente, puisqu'elle est davantage présente à 20°C. L'explication de ce phénomène est la présence d'un jeu au niveau de l'encastrement entre l'éprouvette et le mors, malgré le serrage important effectué en début d'essai. Lors des essais à chaud, l'éprouvette se dilate plus que le mors, celui-ci étant continuellement refroidi, donc le jeu diminue.

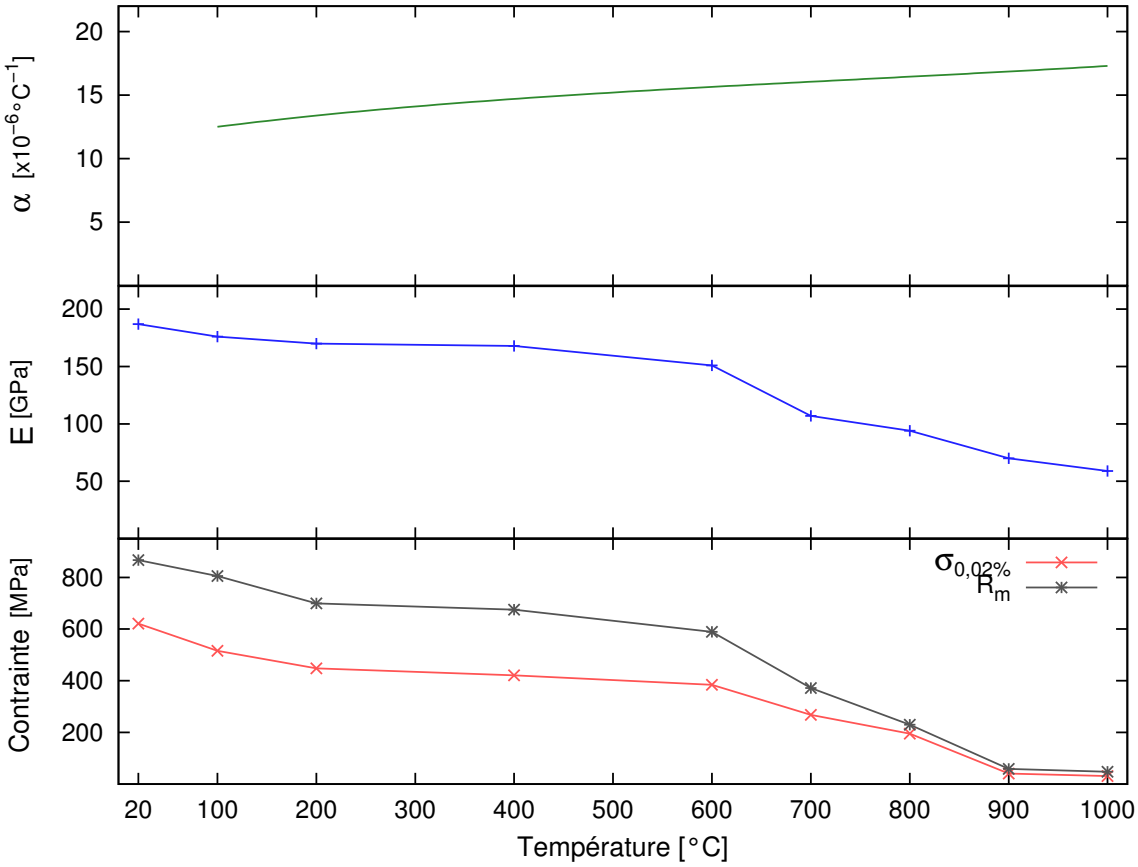


FIGURE 2.17: Caractérisation mécanique : identification des paramètres caractéristiques du comportement élastoplastique.

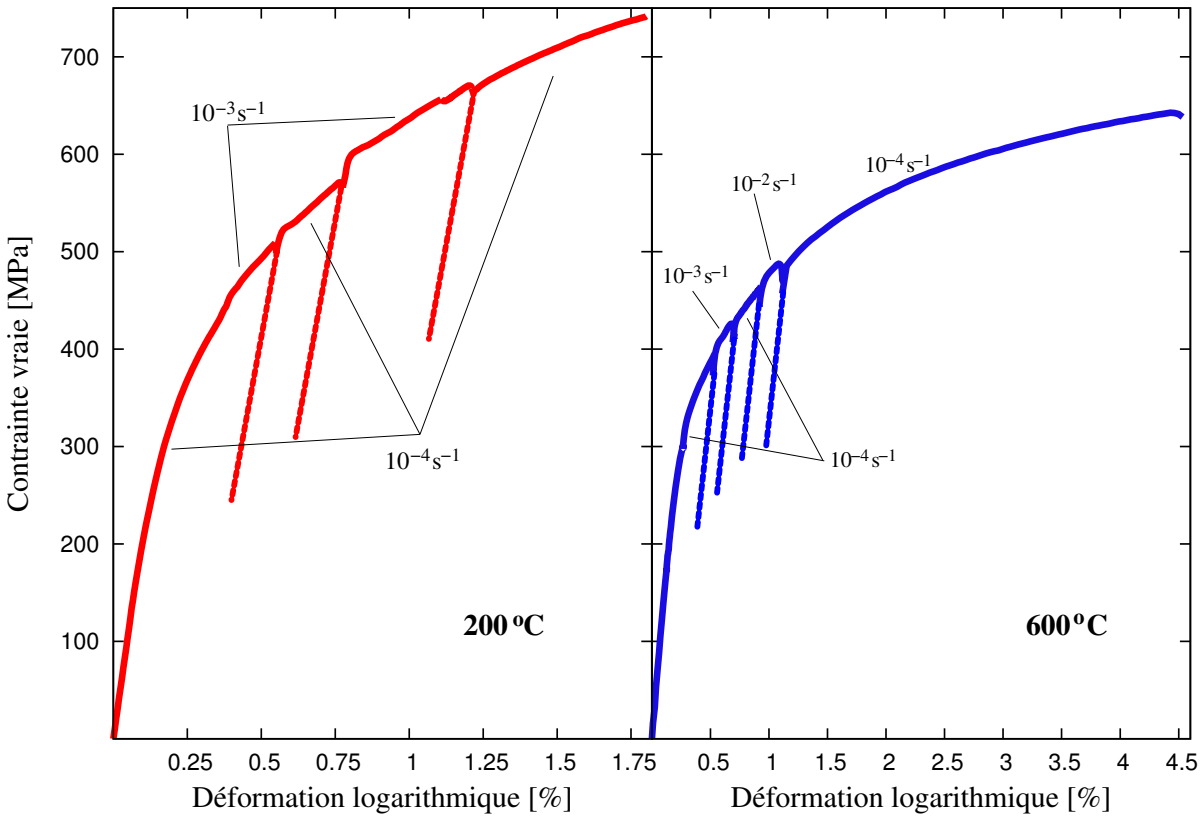


FIGURE 2.18: Courbes de traction rationnelles du Norem02 à plusieurs vitesses de déformation : 200˚C (à gauche) - 600˚C (à droite).

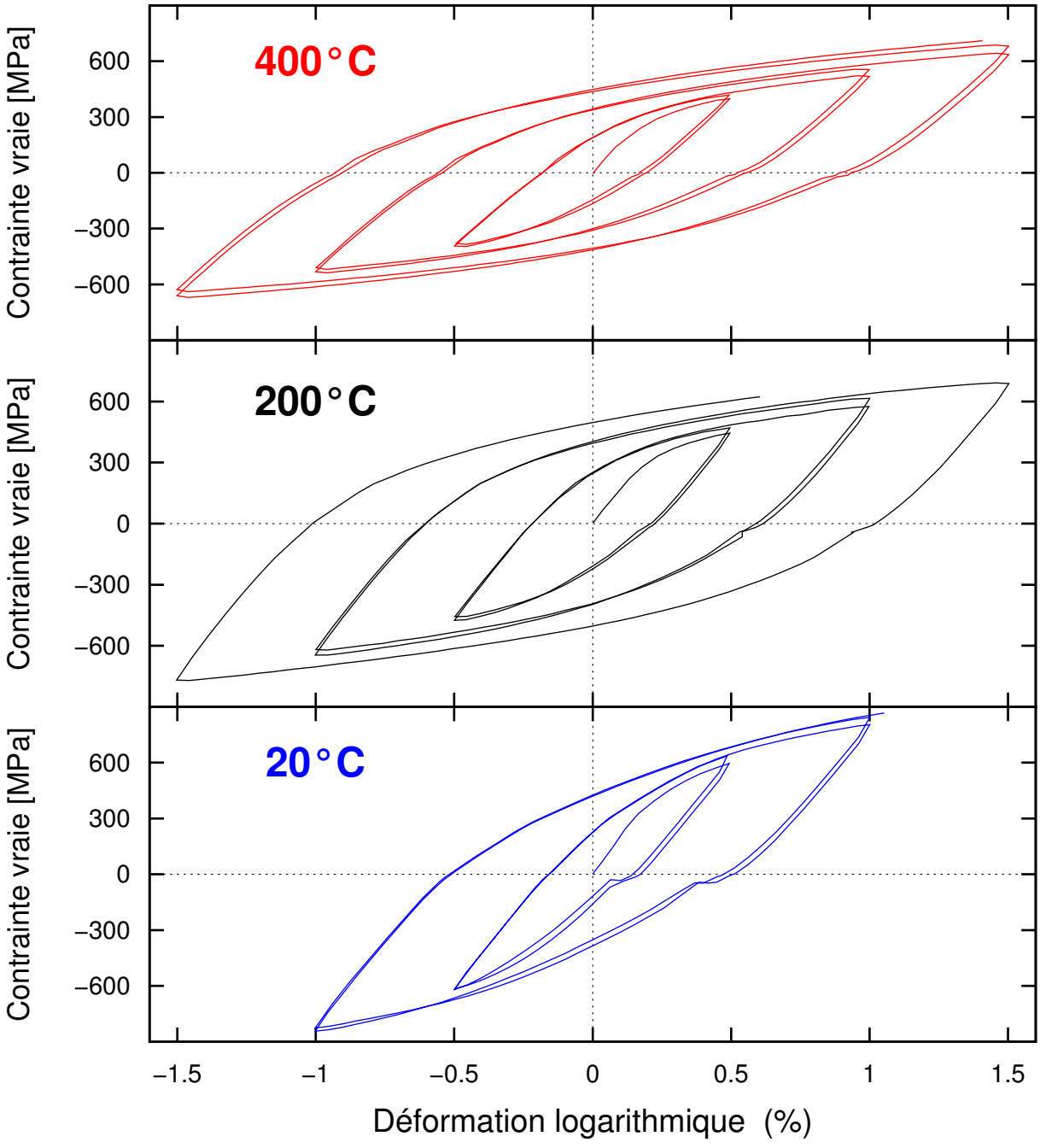


FIGURE 2.19: Courbes de traction-compression du Norem02 de 20˚C à 400˚C.

2.4 Conclusions

La microstructure à l'état brut de dépôt est complexe. Elle est constituée d'une matrice austénitique de structure dendritique, parsemée de ferrite. L'interdendrite est constitué d'un eutectique d'austénite et de carbures M_7C_3. Des zones de précipités sont également apparentes, constituées de ferrite et de carbures $M_{23}C_6$.

Bien que la microstructure soit perturbée par les cycles thermiques subis, aucune nouvelle phase cristallographique n'apparaît. La matrice dendritique est conservée. Le maintien à haute température modifie la répartition des carbures, et la ferrite de l'interdendrite disparaît. La durée du temps de maintien à haute température a un effet important puisque toute la ferrite disparaît après un maintien de deux heures, et la proportion de carbures est très fortement diminuée. Cependant, la dureté n'est que très peu affectée même en cas de traitement très long.

Il est donc nécessaire d'atteindre des températures supérieures à 1100°C et durant des temps très longs à l'échelle du soudage afin de remettre en solution les éléments d'alliage du Norem. Dans le cas du soudage multipasses, l'effet de revenu créé par chaque nouvelle passe sur les cordons déposés lors des passes précédentes semble donc insuffisant pour remettre en solution ces éléments d'alliage, notamment dans le cas du procédé PTA. Ces observations amènent à penser que les effets de transformations métallurgiques ne seront pas prépondérants pour ce matériau en simulation numérique du soudage, multipasses ou non. Une approche phénoménologique classique du comportement, prenant en compte les différents effets d'écrouissage semble donc suffisante.

Les essais de traction à vitesse variable mènent quant à eux à la conclusion que les effets visqueux n'ont pas à être pris en compte dans la modélisation du comportement du Norem. D'après les essais de traction-compression, le Norem02 possède un écrouissage de nature cinématique. Une loi de comportement à écrouissage cinématique devra donc être recherchée afin de modéliser le comportement mécanique du Norem02 lors du soudage.

Chapitre 3

Dépôt de revêtement sur maquette

Sommaire

3.1 Introduction 74
3.2 Description des essais 74
3.2.1 Dispositifs expérimentaux 74
3.2.2 Mesures en cours de soudage 77
3.2.3 Mesures post-soudage 84
3.3 Résultats 89
3.3.1 Mesures en cours de soudage 89
3.3.2 Mesures post-soudage 89
3.4 Conclusions 102

3.1 Introduction

Le procédé de rechargement par soudage PTA a été présenté dans les chapitres précédents. Le matériau d'apport, le Norem02 a fait l'objet d'une caractérisation métallurgique et mécanique. Le présent chapitre est consacré à l'étude de la réponse thermique et mécanique du matériau d'apport et du matériau de base lors d'une opération de rechargement. Les essais présentés ici visent à reproduire le dépôt de Norem02 sur un robinet utilisé au sein du circuit primaire d'un réacteur REP. Ils permettront d'identifier le chargement thermique équivalent et de valider par la suite le couplage thermo-mécanique. Des simplifications sont apportées dans la géométrie de la structure de base afin de simplifier la mise en place des essais, rendre leur coût acceptable dans une démarche exploratoire, et réduire les temps de calcul en prévision de la simulation par éléments finis du procédé. Plusieurs configurations de soudage sont ainsi étudiées, permettant de valider les choix de modélisation faits sur des cas de complexité croissante : des dépôts rectilignes monopasse, multipasses, et des dépôts axi-symétriques monopasse et multipasses, ces derniers ayant pour but d'appréhender les contraintes dues au déplacement de la torche de soudage et particulièrement les problèmes liés au recouvrement.

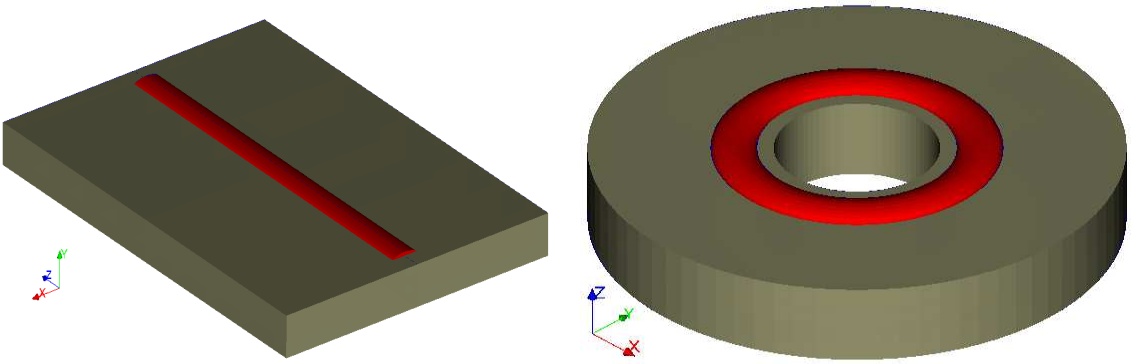
3.2 Description des essais

Les essais de soudage consistent à réaliser sur des plaques préalablement instrumentées un dépôt de Norem. Comme mentionné précédemment, la campagne expérimentale est menée en deux phases. Lors de la première, des cordons sont déposés de façon rectiligne sur des plaques rectangulaires, sans chanfrein, en 1 ou 2 passes (figure 3.1a). Lors de la seconde, les dépôts sont réalisés sur des disques de fortes épaisseurs, percés en leur centre de manière à approcher la géométrie d'un robinet (figure 3.1b). Le déplacement de la torche suit un trajet circulaire, avec une ou deux passes, entraînant ainsi un recouvrement au point d'initiation du cordon. Pour résumer, quatre cas de soudage sont présentés dans cette section. Les configurations de dépôt pour chaque cas sont rappelées dans les tableaux 3.2 et 3.3.

Les matériaux utilisés sont similaires à ceux employés lors de la fabrication du robinet : le métal de base (constituant le corps du robinet réel) est un acier inoxydable 316L, le métal d'apport (alliage revêtant les portées d'étanchéité) est le Norem02 caractérisé lors du précédent chapitre.

3.2.1 Dispositifs expérimentaux

Les pièces sur lesquelles sont déposés les cordons de Norem02 ont été usinées à partir de plaques d'acier 316L laminées, fournies par EDF R&D, dont la composition chimique est donnée dans le tableau 3.1. L'épaisseur de la plaque permet de se placer dans les mêmes conditions de refroidissement que lors du rechargement d'un robinet, à savoir un régime de tôle épaisse [CA58].



(a) : dépôt rectiligne (b) : dépôt circulaire

FIGURE 3.1: Dépôts de Norem02 : (a) : sur plaque rectiligne - (b) : sur disque

Élément	Al	B	C	Co	Cr	Cu	Mn	Mo
Composition [%]	0,006	0,0036	0,038	0,25	17,3	0,044	1,66	2,57
Élément	N	Nb	Ni	P	S	Si	Ti	Fe
Composition [%]	0,066	0,01	11,4	0,01	0,012	0,7	0,01	Bal

Tableau 3.1: Composition chimique de l'acier 316L constituant le substrat des dépôts de Norem02.

Les essais de soudage PTA sur maquettes instrumentées ont été effectués au sein de la société Atinox, spécialisée dans la soudure de précision principalement pour les secteurs du médical et du nucléaire. Une plus ample description des activités de cette société est donnée en annexe C. Le dispositif utilise un faisceau vertical dont les seuls mouvements possibles sont une translation dans le sens vertical, et une oscillation dans la direction perpendiculaire à la direction de soudage. Dans le cas du dépôt rectiligne, la pièce se déplace par translation dans le plan de travail, à l'aide d'un chariot mobile. La figure 3.2 est une photo du dispositif utilisé. Lorsque le dépôt à réaliser est circulaire, la pièce est placée sur un vireur, elle se déplace donc par rotation autour de l'axe vertical de la torche plasma.

En résumé, les essais se font en quatre phases :

1. Préchauffage de la pièce à une température supérieure d'environ 50°C à la température de consigne de début d'essai, car il faut tenir compte du refroidissement entre la sortie du four et le démarrage de l'opération de soudage, l'installation des thermocouples en fond de perçages, le raccordement à la station d'acquisition, et le positionnement au centre de leur gamme de mesure des LVDT nécessitant environ quinze minutes.
2. Positionnement de la pièce sur le chariot mobile, câblage et positionnement de la torche plasma.
3. Avance de la plaque à la vitesse d'avance désirée.

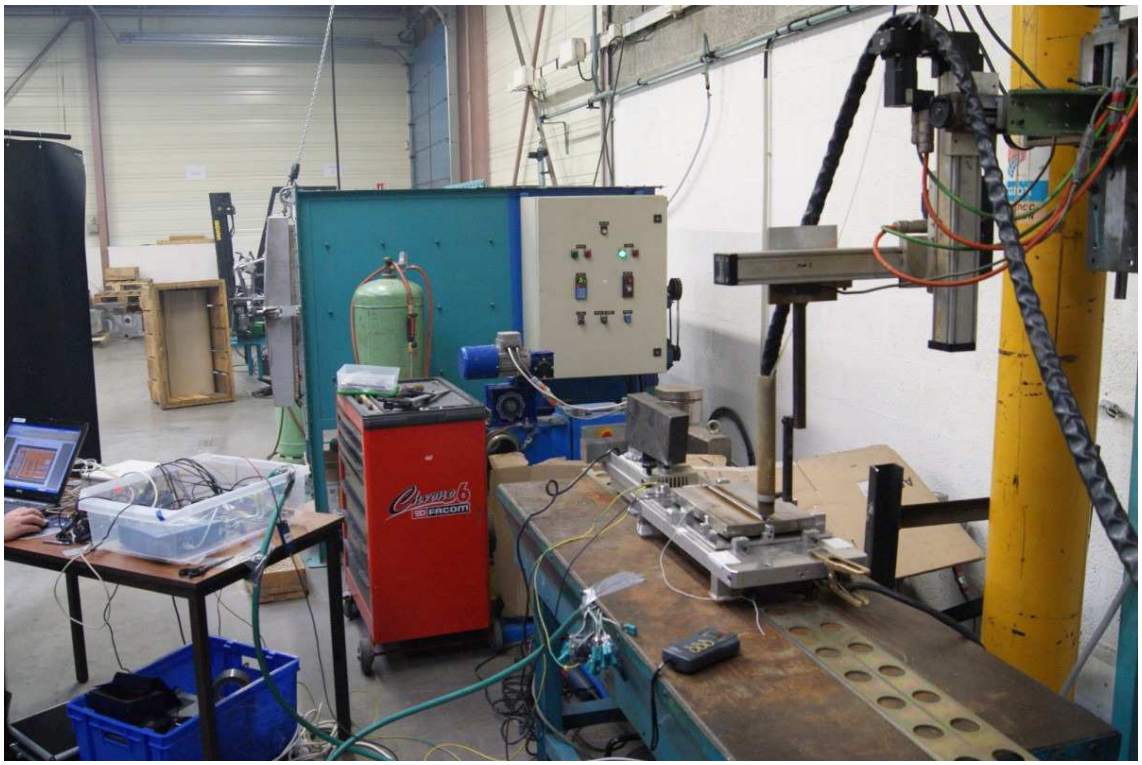


FIGURE 3.2: Dispositif de soudage PTA

4. Refroidissement à l'air durant 1 minute, puis dans la vermiculite durant 48 heures.

Les tableaux 3.2 et 3.3 présentent les paramètres des procédés utilisés pour chaque dépôt. Dans chaque configuration (deux géométries différentes et, pour chacune, deux procédés différents), trois essais sont réalisés. Le premier, non instrumenté, permet à l'opérateur d'effectuer les réglages nécessaires à l'exécution du cordon. Les deux suivants, instrumentés, permettent l'acquisition des mesures et la vérification de la reproductibilité de l'essai.

Les dimensions des pièces sont choisies suffisamment importantes pour que le régime permanent soit atteint au cours du dépôt, et que le régime de refroidissement soit identique à celui retrouvé lors du dépôt de Norem02 sur robinet (régime tôle épaisse [CA58] cf. figure 1.10 page 25). La seconde géométrie, représentative du corps du robinet réel, reprend les diamètres intérieur et extérieur du corps. L'épaisseur est encore une fois choisie de manière à assurer un refroidissement dans la masse comparable au cas réel. Pour ces deux cas, les caractéristiques géométriques sont rappelées dans le tableau 3.3 et les géométries présentées figures 3.5 à 3.8. Les plaques sont prélevées dans des tôles 316L fournies par EDF R&D, dont le sens de laminage correspond au sens de déplacement de la torche de soudage (pour les essais rectilignes).

Les plaques sont maintenues un support réalisé en aluminium. Celui-ci a pour but le maintien des capteurs de déplacements (LVDT) au cours du dépôt, mais également le support des plaques en 316L, par l'intermédiaire de trois appuis ponctuels constitués de

	Essai	RECT1	RECT2
Plaque	Géométrie plaque	Rectiligne	Rectiligne
	Matériau de base	316L	316L
	Longueur	320 mm	308 mm
	Largeur	220 mm	205 mm
	Épaisseur	25,5 mm	25,5 mm
	Masse	14,18 kg	12,72 kg
Cordon	Matériau d'apport	Norem02	Norem02
	Nombre de passes	1	2
	Épaisseur cordon 1	2,45 mm	2,98 mm
	Épaisseur cordon 2	0 mm	2,02 mm
	Épaisseur totale	2,45 mm	5 mm
	Longueur cordon	284 mm	285 mm
	Largeur cordon	20 mm	15 mm
Procédé	Tension	33 V	33 V
	Intensité	107 A	107 - 91 A
	Oscillations	$\pm$6 mm @ 16 cm.min^{-1}	$\pm$6 mm @ 16 cm.min^{-1}
	Temps passe 1	291 s	147 s
	Interpasse 1	77 s	192 s
	Temps passe 2	0 s	147 s
	Temps total	368 s	495 s
	Vitesse linéaire	5,86 cm.min^{-1}	11,63 cm.min^{-1}
	Préchauffage	150˚C	150˚C
	Refroidissement	Vermiculite - 68 h	Vermiculite - 64 h

Tableau 3.2: Paramètres des essais de dépôt rectilignes.

billes en acier 100Cr6. La disposition de ces appuis est choisie de sorte à conserver la symétrie du problème mécanique (pour le cas des plaques rectilignes RECT1 et RECT2). La mise en place de contacts ponctuels permet d'imposer des conditions aux limites en mécanique et en thermique connues, puisqu'il n'y a aucun contact entre la pièce où a lieu le dépôt et son support. La figure 3.4 précise la disposition des appuis dans les deux configurations d'essai.

3.2.2 Mesures en cours de soudage

3.2.2.1 Champs de température

La mise au point de la simulation du procédé de dépôt nécessite la connaissance des cycles thermiques subis à proximité de la ligne de fusion. La température T(x,y,z,t) pour une position (x,y,z) donnée est mesurée à chaque instant t par des capteurs positionnés en surface supérieure, inférieure, et dans l'épaisseur des plaques. L'utilisation de ther-

	Essai	AXI1	AXI2
Plaque	Géométrie plaque	Axi	Axi
	Matériau de base	316L	316L
	Diamètre	230 mm	230 mm
	Épaisseur	40 mm	40 mm
	Masse	11,88 kg	11,88 kg
Cordon	Matériau d'apport	Norem02	Norem02
	Nombre de passes	1	2
	Épaisseur cordon 1	3,10 mm	
	Épaisseur cordon 2	-	
	Épaisseur totale	3,10 mm	4,98 mm
	Largeur cordon	20 mm	20 mm
Procédé	Tension	33 V	33 V
	Intensité	107 A	107 - 91 A
	Oscillations	$\pm$6 mm @ 16 cm.min^{-1}	$\pm$6 mm @ 16 cm.min^{-1}
	Temps passe 1	456 s	413 s
	Interpasse 1	0 s	0 s
	Temps passe 2	0 s	413 s
	Temps total	456 s	816 s
	Vitesse linéaire	4,34 cm.min^{-1}	4,79 cm.min^{-1}
	Préchauffage	150˚C	150˚C
	Refroidissement	Vermiculite - 65 h	Vermiculite - 63 h

Tableau 3.3: Paramètres des essais circulaires.

mocouples plutôt que des thermistances se justifie par la limitation à 650˚C de la plage d'utilisation de ces dernières. La mesure de température par les thermocouples repose sur la différence de potentiel induite à la jonction (source chaude) entre les deux fils conducteurs de nature différente (effet thermoélectrique).

Pour ces essais, les thermocouples sont positionnés au préalable en surfaces supérieure et inférieure des plaques d'acier. La majorité des thermocouples sont micro-soudés par décharge capacitive. En face inférieure, l'usinage par électro-érosion de trous dans les plaques supports en acier inoxydable 316L permet des mesures de température à diverses profondeurs. Le diamètre de ces trous doit être le plus faible possible afin de limiter les perturbations induites par le perçage (modification du volume de matière au voisinage du thermocouple, induisant une modification de la conduction de chaleur).

L'erreur induite lors de l'utilisation de thermocouples de type K (de diamètre 0,5 mm) est de 2,2˚C sur la plage de température 0˚C à 293˚C et de 0,75% sur la plage de température 293˚C à 1250˚C [Des96], à laquelle s'ajoute l'erreur de positionnement. Pour nos campagnes de mesures, les thermocouples sont connectés à un boitier de commande. Le développement du logiciel d'acquisition ainsi que l'assemblage du boitier ont été réalisés au LaMCoS. Le dispositif permet l'acquisition simultanée de 16 signaux indépendants.

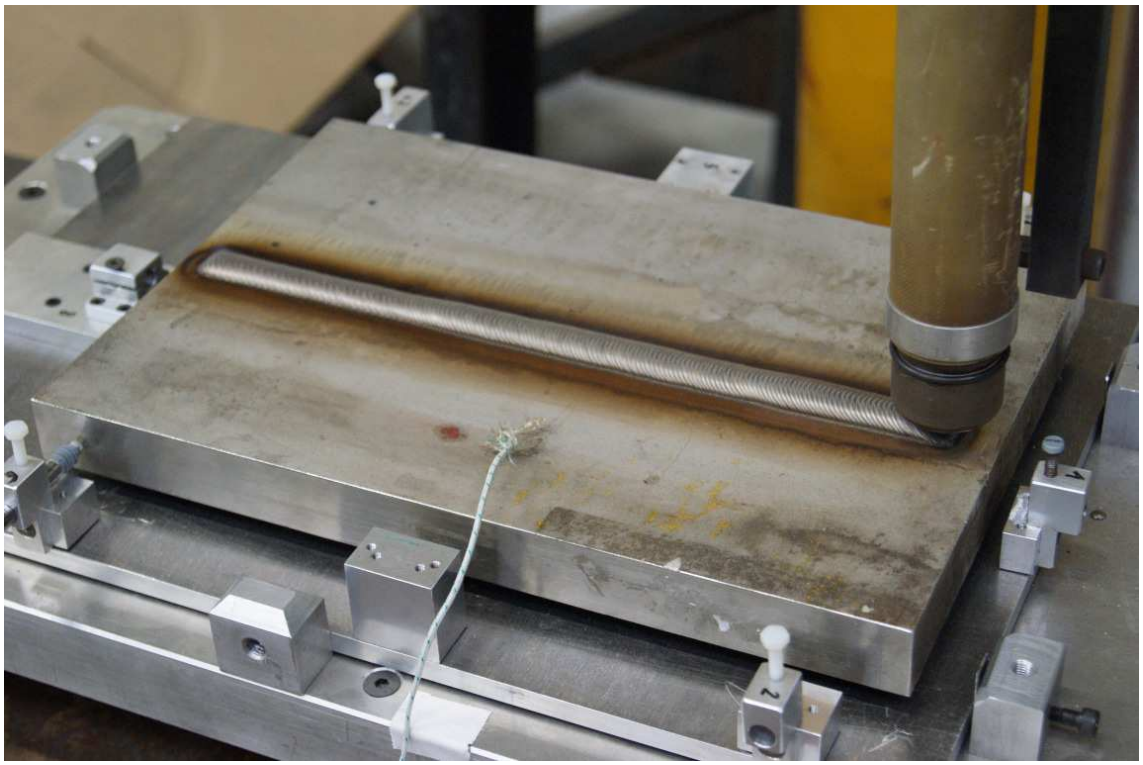
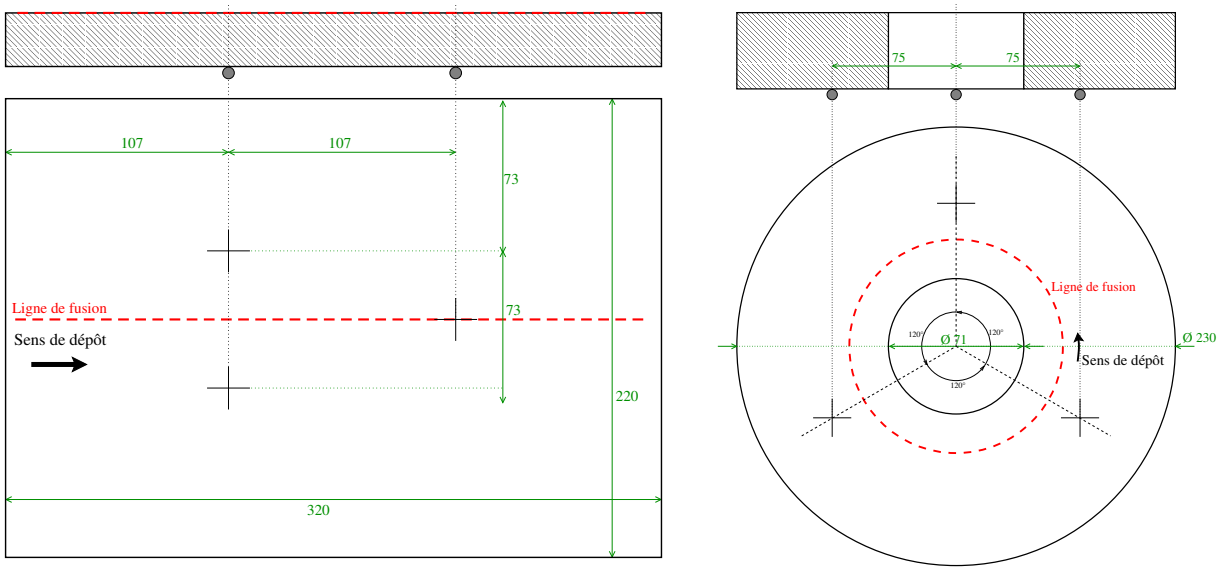


FIGURE 3.3: Cordon rectiligne monopasse sur plaque droite (cas RECT 1).



Cas RECT1 et RECT2 Cas AXI1 et AXI2

FIGURE 3.4: Disposition des appuis ponctuels en face inférieure des pièces.

Les schémas 3.5, 3.6, 3.7, 3.8 et le tableau 3.4 présentent la disposition des thermo-

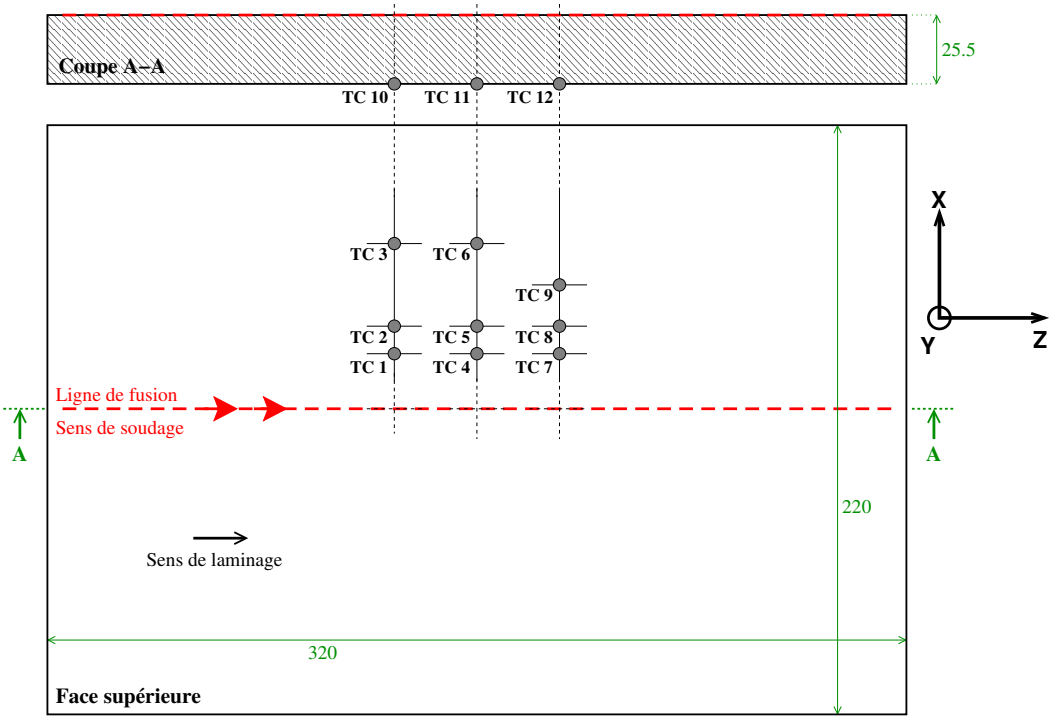


FIGURE 3.5: Position des thermocouples sur la plaque instrumentée RECT1

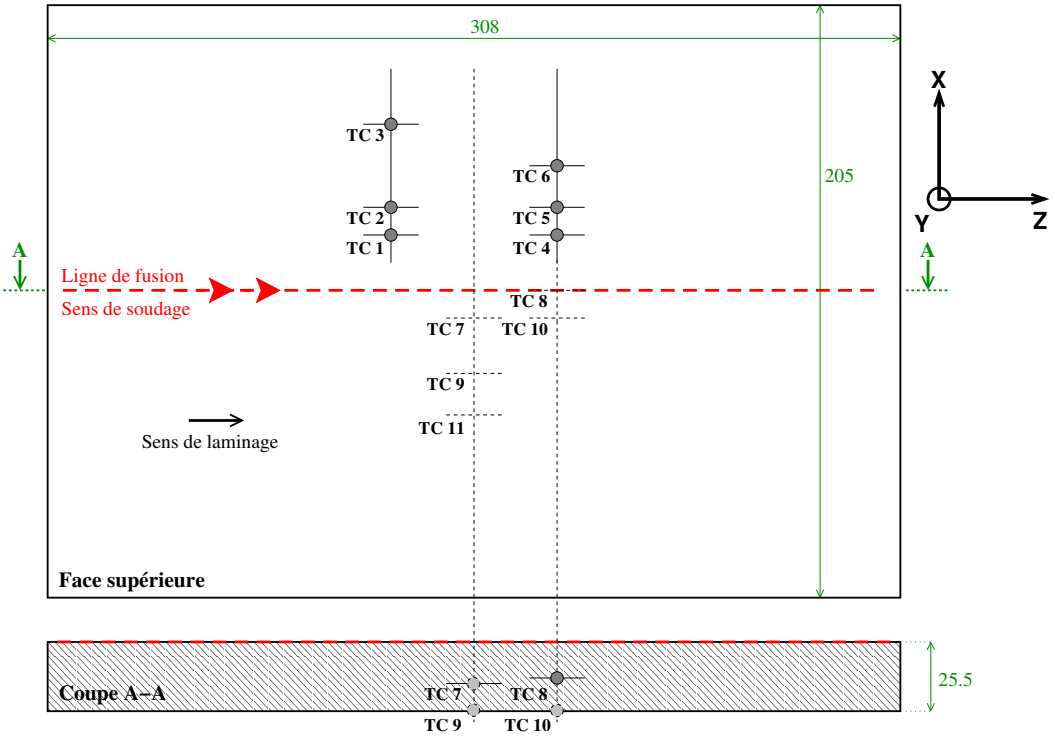


FIGURE 3.6: Position des thermocouples sur la plaque instrumentée RECT2

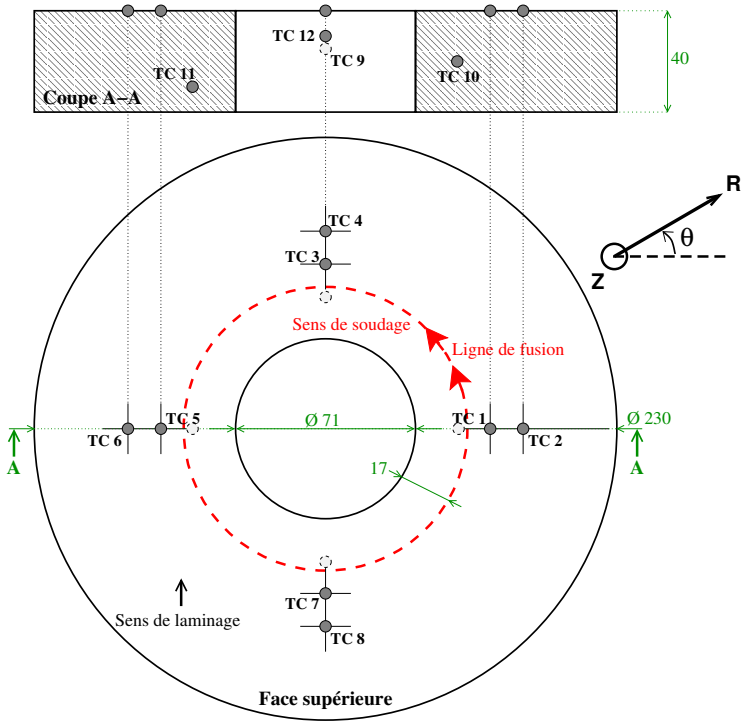


FIGURE 3.7: Position des thermocouples sur la plaque instrumentée AXI1

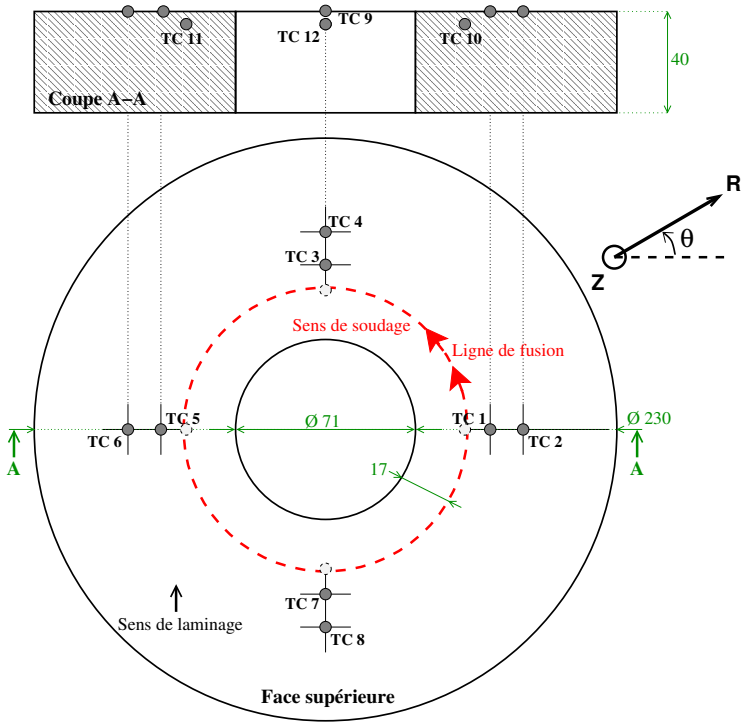


FIGURE 3.8: Position des thermocouples sur la plaque instrumentée AXI2

RECT1

n°tcl.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
x	20	30	60	20	30	60	20	30	45	0	0	0
y	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-25.5	-25.5	-25.5
z	126	126	126	156	156	156	186	186	186	126	156	186

RECT2

n°tcl.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
x	20	30	60	20	30	45	10	0	30	10	45	-
y	0	0	0	0	0	0	-15	-13.5	-25.5	-25.5	-25.5	-
z	124	124	124	184	184	184	154	184	154	184	154	-

AXI1

n°tcl.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
θ	0	0	π/2	π/2	π	π	3π/2	3π/2	π/2	0	π	3π/2
R	52	65	52	65	52	65	52	65	52	52	52	52
z	0	0	0	0	0	0	0	0	-15	-20	-40	-10

AXI2

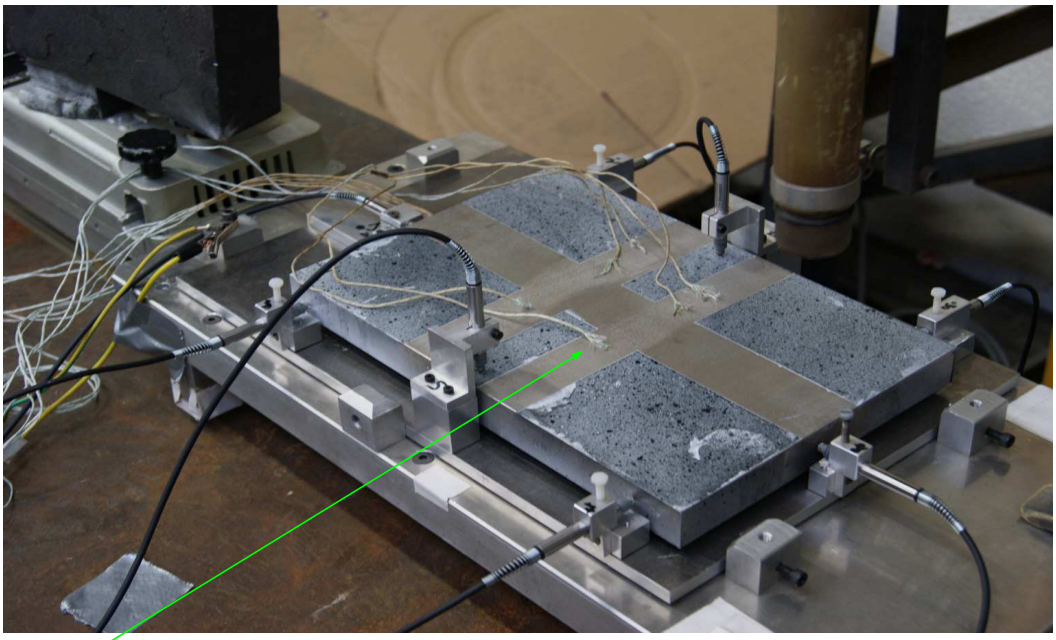
n°tcl.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
θ	0	0	π/2	π/2	π	π	3π/2	3π/2	π/2	0	π	3π/2
R	52	65	52	65	52	65	52	65	52	52	52	52
z	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-5	-5	-5

Tableau 3.4: Positionnement des thermocouples dans les quatre cas expérimentaux. Les coordonnées x,y,z et R sont données en mm, l'angle θ en rad.

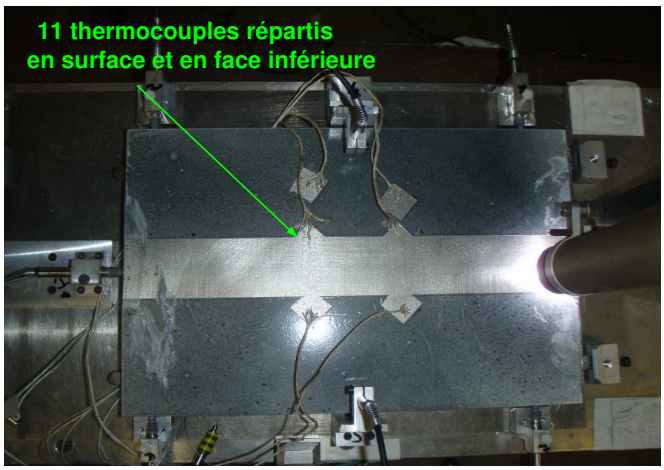
couples sur les faces supérieure et inférieure respectivement des plaques RECT1, RECT2, AXI1 et AXI2. Sur la face inférieure de la plaque RECT1, les trois thermocouples sont situés à la verticale de la ligne de fusion. Sur la face inférieure des plaques RECT2, AXI1 et AXI2, les thermocouples sont cette fois situés à des profondeurs différentes, afin de faire varier les amplitudes de température mesurées dans le but d'améliorer la comparaison expérience-simulation.

3.2.2.2 Mesure des champs de déplacement

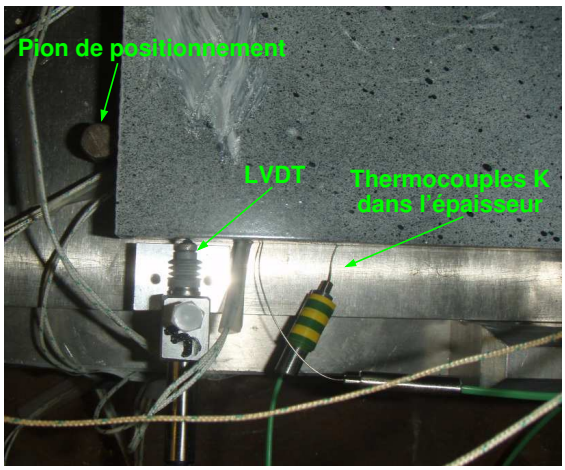
La mesure des déplacements en cours de dépôt est assurée au moyen de capteurs LVDT (linear variable differential transformer), de type Solartron AX/1/S, positionnés autour des plaques d'essai (cf. figure 3.9). Lors du contact entre le capteur et la surface en mouvement, le déplacement du noyau du LVDT sur une course de ± 1 mm à l'intérieur d'un cylindre provoque la génération d'un courant dans la bobine. La réponse électrique du capteur est donc proportionnelle au déplacement de la surface en contact. Les mesures



Plaque d'essai avec mouchetis grossier



Plaque d'essai avec mouchetis fin



Plaque d'essai avec mouchetis fin

FIGURE 3.9: Instrumentation de la plaque pour les mesures en cours de soudage

de déplacements par capteurs LVDT sont ponctuelles. Leur précision est de 1μm. De plus, les mesures se faisant par contact, leur utilisation reste limitée à des domaines de températures faibles (en dessous de 150˚C). Pour cette raison, aucun capteur n'a pu être placé en surface supérieure proche de la ligne de fusion. De la même manière que les thermocouples, les capteurs LVDT sont connectés à un boitier d'acquisition, sur les voies laissées libres.

3.2.3 Mesures post-soudage

3.2.3.1 Champs de déplacements par corrélation d'images

La technique de Corrélation d'Images Numériques (CIN) [SOS09] permet l'acquisition non intrusive des mesures de champs, donnant accès aux champs de déplacement sur une surface d'éprouvette sollicitée mécaniquement, sans contact. D'abord utilisée dans un cadre bidimensionnel pour l'étude des déplacements d'une surface plane, elle a ensuite été étendue à l'étude des surfaces tridimensionnelles par stéréo-corrélation. Le principe de la corrélation d'image numérique s'appuie sur l'exploitation de deux images, l'une choisie comme référence, l'autre correspondant à l'état déformé. Un algorithme d'appariement a alors pour but de reconnaître un même motif d'une image à l'autre. Pour apparier les deux images, il est nécessaire de déplacer le domaine d'une quantité que l'on identifie naturellement au déplacement local. La détermination de la déformation locale sur toute la surface nécessite que les motifs suivent passivement les mouvements de celle-ci. Ils doivent donc résister aux sollicitations imposées lors de la déformation de la surface, et également être suffisamment fins et nets pour être observés. Dans le cas des métaux où le marquage naturel de la surface est généralement insuffisant (contrairement aux bétons, aux surfaces corrodées ou aux fontes à graphite sphéroïdale), une peinture est appliquée de manière à faire apparaître des niveaux de gris. La plaque en acier 316L est d'abord bombée intégralement d'une fine pellicule de peinture blanche. Après séchage complet durant 24 heures, le mouchetis est réalisé à l'aide d'une peinture noire, également conditionnée en bombe aérosol. La vaporisation se fait vers le haut, les gouttelettes de peinture venant imprégner la surface par gravitation. Un ventilateur est positionné à proximité de la plaque et orienté vers le flux de peinture retombant, de manière à éloigner les gouttelettes les plus fines afin d'obtenir un mouchetis suffisamment grossier. Ceci permet d'obtenir des tâches sombres de taille suffisamment importante pour que le contraste de la plaque soit suffisant, car la zone observée étant de grande dimension (approximativement 300mm x 200mm), un mouchetis trop fin apparaîtrait comme uniformément gris sur les images et le critère de corrélation ne pourrait être appliqué.

Parmi les critères de corrélation disponibles, celui employé est un critère ZSSD (Zero-mean Sum of Square Difference) de minimisation de la différence entre les motifs à rapprocher, laquelle est quantifiée sur les i x j zones considérées par :

$$sc(x,y) = \sum_{i,j} \left[I_1(x+i\ ,\ y+j) - I_2(x+i+d_x\ ,\ y+j+d_y) \right]^2 \tag{3.1}$$

avec :
d_x et d_y les déplacements à estimer ,
I_k les intensités en niveaux de gris des images considérées .
L'intensité lumineuse des zones à corréler est normée afin de s'affranchir des différences de luminosité entre les deux images.

Afin de s'affranchir du bruit introduit par l'acquisition des images, les conditions extérieures sont rigoureusement contrôlées afin de réduire au maximum les perturbations dues notamment au déplacement des sources lumineuses et des objectifs entre les images

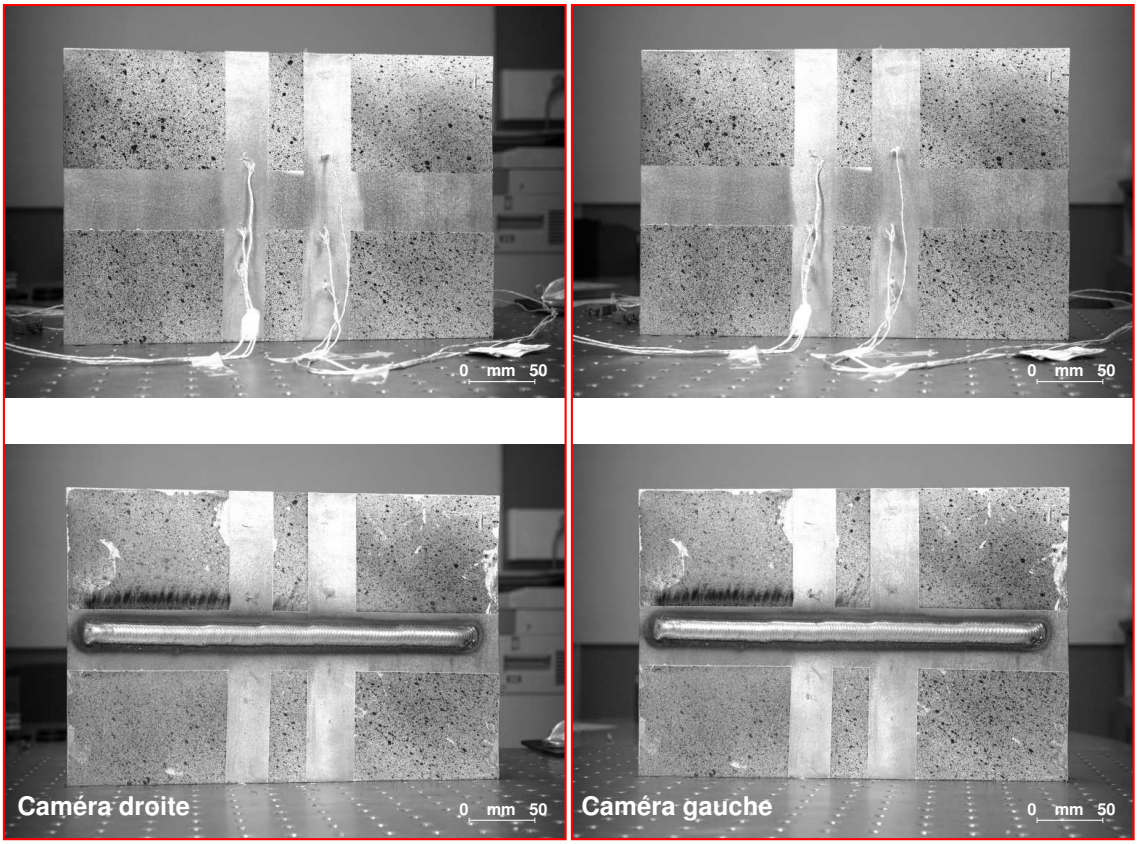


FIGURE 3.10: Images nécessaires à l'analyse des déformations par stéréo-corrélation.

de référence et déformée. En considérant une image de référence f, sa déformée g est définie en fonction du champ de déplacement u et en l'absence de bruit par :

$$g(x) = f(x - u(x)) \tag{3.2}$$

Lors du dépôt de revêtements de fortes épaisseurs, les distorsions sont importantes, donc l'observation d'images planes ne suffit pas, car les déplacements hors plan introduisent des déformations parasites du fait de la contraction ou de la dilatation de l'image. Ce problème est résolu en utilisant deux caméras, de position angulaire différente, permettant l'acquisition de deux images références et deux images déformées, visibles figure 3.10 page 85. Le calibrage précis des caméras permet de connaître leur positionnement. Cette méthode de stéréo-corrélation permet ainsi l'accès aux déplacements 3D des points de la surface. De plus, l'utilisation de caméras à capteurs CCD de seize mégapixels permet de travailler sur une zone d'étude correspondant à la plaque complète.

Le déplacement de la zone d'intérêt sur toute la surface permet d'obtenir l'intégralité des champs de déplacements, auxquels sont retranchés les mouvements de corps rigides. Afin de réduire le bruit numérique engendré par la dérivation d'un champ de déplacements lui-même déjà bruité, le logiciel VIC-3D calcule pour chaque point une moyenne des déformations dans le voisinage proche du point, ce voisinage étant un paramètre choisi

par l'utilisateur.

3.2.3.2 Géométrie des cordons déposés

La géométrie des cordons déposés doit être connue pour chaque configuration, car les maillages mis en place lors des calculs thermomécaniques reproduisent exactement les dimensions de la structure soudée, y compris celles des cordons. Dans le cas des configurations à deux passes (RECT2 et AXI2), la mesure du profil des cordons n'est pas accessible, car elle nécessiterait d'être faite en cours d'essai. Seuls les profils des cordons finaux ont donc été mesurés.

Pour chaque cordon de soudure, les dimensions suivant les trois axes sont relevées. Deux méthodes sont utilisées pour cela, aboutissant aux mêmes résultats. La première, par mesure stéréoscopique, consiste à repérer la position dans l'espace de plusieurs points à partir de différents angles de vue. Le dispositif expérimental utilisé est très proche de celui utilisé lors de la mesure des champs de déplacements par corrélation d'images, à la différence que le motif identifié recouvre cette fois l'ensemble du cordon. La seconde méthode utilisée est la mesure par profilométrie. Un profilomètre à contact est déplacé le long du cordon afin de mesurer la variation de position verticale, en prenant la surface du métal de base proche du cordon comme valeur de référence (cf. figure 3.11). Cette méthode a l'avantage d'être plus rapide à mettre en oeuvre, car seul le profilomètre doit être calibré. En revanche, la rugosité des cordons étant très importante, la variabilité des mesures est considérable, il est donc nécessaire d'effectuer un nombre important de mesures afin d'obtenir un profil moyenné fiable.

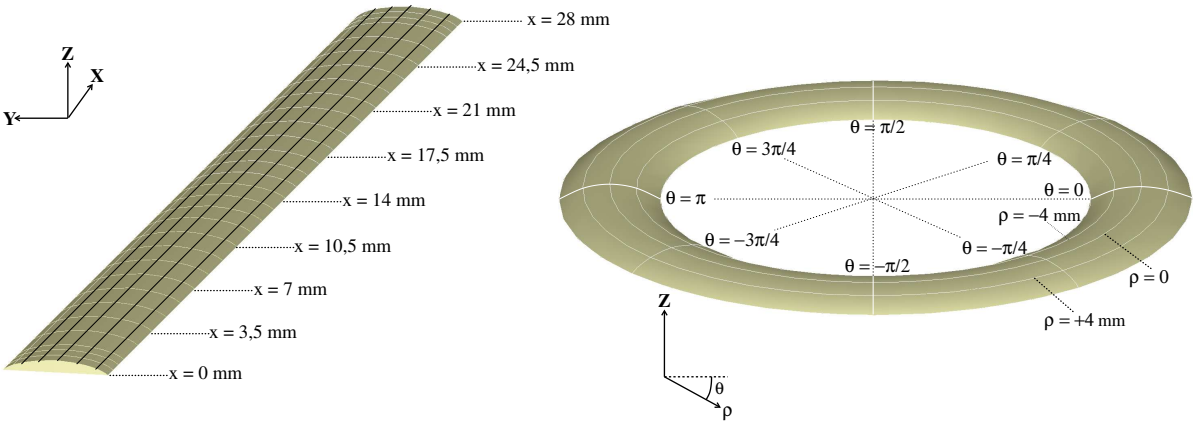


FIGURE 3.11: Mesures de profils dans les cordons.

3.2.3.3 Mesure des champs de contraintes résiduelles par la méthode du trou

La méthode de calcul de contraintes dite du trou incrémental est une méthode de relaxation de contraintes dite semi-destructive. Son principe est de permettre le relâchement des contraintes internes par enlèvements successifs de matière. Le perçage pas à pas d'un

trou au centre d'une rosette de jauges d'extensométrie permet la mesure des déformations. L'enlèvement de matière provoque une redistribution des contraintes et force le système mécanique à retrouver un nouvel état d'équilibre. La qualité des mesures est très sensible au positionnement des trous : ceux-ci doivent être percés précisément au centre des jauges de déformations, perpendiculairement à la surface de la pièce. D'autre part, les jauges doivent être disposées sur une surface plane, de faible granulométrie. Pour cela, il est nécessaire de réaliser une découpe préalable des cordons de Norem02 déposés, ceux-ci ayant naturellement une forme bombée. Celle-ci est effectuée par électro-érosion, afin de minimiser les perturbations apportées à l'état de contraintes en surface des cordons. La peinture déposée sur les pièces pour mesurer les champs de déplacements ayant des propriétés d'isolant électrique, la découpe est précédée d'un sablage, donc l'impact sur les contraintes résiduelles, très limité, pourra être négligé.

Les essais ont été réalisés dans les laboratoires de la société HBM France à Mennecy. Le perçage est effectué par une machine à turbine pneumatique MTS3000. La rotation à très grande vitesse (300000 tr.min^{-1}) d'une fraise de 1,6mm de diamètre permet de réduire les efforts de coupe au maximum afin de limiter les perturbations apportées à l'état de contraintes. La mesure des déformations en surface de la matière évolue à chaque pas de perçage. La méthode intégrale, permet d'accéder à la contrainte en chaque point de mesure, en moyennant la contrainte interne mesurée à chaque pas de perçage. De manière à obtenir une mesure très précise de la distribution de contraintes, les perçages sont effectués sur une profondeur de 2 mm (seul le premier mm entre dans le calcul des contraintes par méthode intégrale) avec un incrément de descente de 100 μm. La vitesse d'avance de perçage est de 0,2 mm.min^{-1}. Les jauges de déformations sont câblées en quart de pont en trois fils. Elles sont fabriquées par HBM. Elles sont disposées sur une rosette de type 0˚/45˚/90˚.

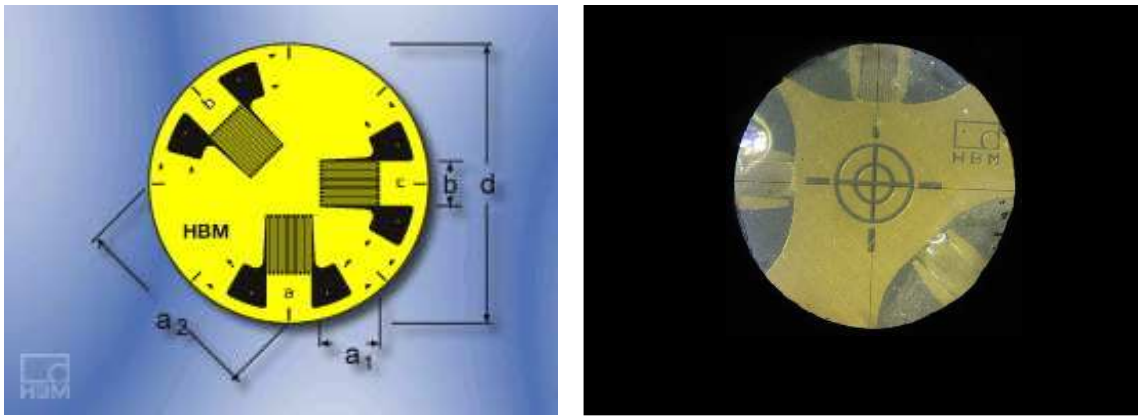


FIGURE 3.12: Rosettes de jauges de déformation collées autour d'un trou.

Tous les pas de perçage sont espacés de 10 minutes, afin de laisser le temps à la température du système, qui a augmenté du fait des efforts de coupe, de se stabiliser. Les déplacements induits par le perçage sont enregistrés en continu durant chaque incrément de perçage ainsi que durant les laps de temps séparant chaque incrément.

Les rosettes sont disposées sur les faces supérieures des échantillons (cf. figure 3.13). Pour la plaque RECT2, quatre mesures sont effectuées au centre de la ligne de fusion (dans le matériau Norem02 déposé) et 4 autres parallèlement à cette ligne dans le matériau de base, à 18mm de la ligne de fusion, afin de disposer également de données concernant l'état de contrainte dans le matériau de base. Pour chacun des disques AXI1 et AXI2, 6 mesures sont réalisées, au centre de la ligne de fusion. La disposition angulaire de chaque rosette est relevée après collage, car elle dépend de l'état de surface du cordon, celui-ci ayant été obtenu après découpe par électro-érosion.

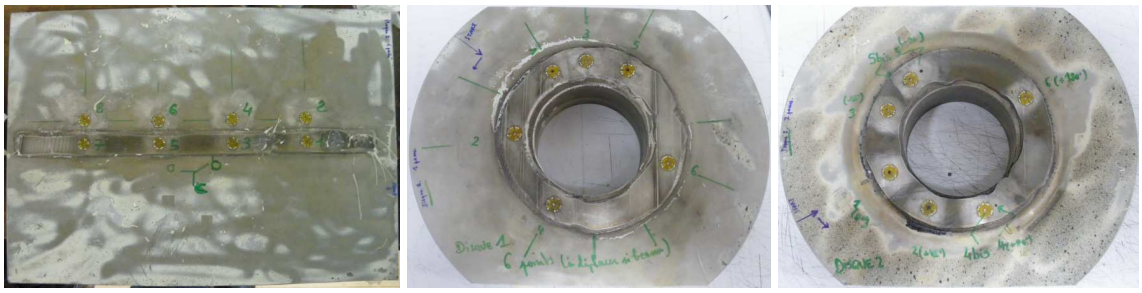


FIGURE 3.13: Positionnement des rosettes en surface des échantillons.

Les jauges de déformation disposées à 0˚,45˚,90˚autour de chaque trou donnent un accès direct à la déformation en surface du trou. Afin d'accéder aux contraintes résiduelles en surface et en profondeur, un problème inverse doit être résolu, pour lequel les déplacements mesurés en surface sont les données d'entrée et les contraintes résiduelles dans la matière les inconnues recherchées. La résolution de ce problème se fait par une méthode intégrale, qui consiste à intégrer les équations sur toute la profondeur, transformant ainsi le système d'équations aux dérivées partielles en un système d'équations différentielles portant sur des épaisseurs. Cette transformation donne donc accès à une valeur dans l'épaisseur à partir d'une mesure dans le plan, sur la couche limite du système. La normalisation de la méthode impose d'intégrer les équations sur une profondeur de 1 mm.

On considère que toutes les déformations mesurables consécutives à l'enlèvement de matière sont élastiques, puisqu'elles correspondent à un processus réversible. La contrainte et la déformation sont donc liées par une relation linéaire (la loi de Hooke). D'autre part, les déformations plastiques localisées induites par le perçage sont supposées négligeables. Enfin, les contraintes résiduelles dans le sens vertical (selon l'axe Z figure 3.11) sont négligeables, si bien que le problème est réduit à un système à deux dimensions. La méthode intégrale [Sch81, Sch88], fournit une analyse séparée des contraintes résiduelles à chaque incrément de profondeur du trou percé. Les contraintes principales sont obtenues à partir des déformations ε_a,ε_b et ε_c mesurées à chaque incrément de perçage et des paramètres de calibrage :

$$\begin{cases} \sigma_1 = \frac{E}{1\nu} \cdot \frac{\varepsilon_a+\varepsilon_c}{2} + \frac{E}{\sqrt{2}(1+\nu)} \cdot \sqrt{(\varepsilon_a-\varepsilon_b)^2+(\varepsilon_c-\varepsilon_b)^2} \\ \sigma_2 = \frac{E}{1\nu} \cdot \frac{\varepsilon_a+\varepsilon_c}{2} - \frac{E}{\sqrt{2}(1+\nu)} \cdot \sqrt{(\varepsilon_a-\varepsilon_b)^2+(\varepsilon_c-\varepsilon_b)^2} \end{cases} \tag{3.3}$$

3.3 Résultats

3.3.1 Mesures en cours de soudage

Pour diverses raisons techniques, les mesures réalisées par certains thermocouples ne sont pas exploitables, leur point chaud ayant vraisemblablement été détruit lors du passage de la source de chaleur à proximité. De même, le préchauffage au four des plaques avant l'essai implique de procéder au préalable au micro-soudage des thermocouples, car il n'est pas possible de le faire lorsque la plaque est chaude. Cela entraîne des contraintes dans la manipulation des plaques, avec pour conséquence l'arrachement de certains thermocouples, et l'altération partielle du motif de la surface des plaques. Il faut rappeler ici que les plaques en acier 316L ont une masse dépassant les 10 kg et sortent du four de préchauffage à des températures en surface de 150˚C (cf. tableaux 3.2 et 3.3). Lors de chaque essai, le positionnement d'un grand nombre de thermocouples (entre 10 et 12 suivant les configurations) permet de pallier ce problème.

La figure 3.14 montre les évolutions de température mesurées par les différents thermocouples dans les configurations d'essais RECT1, RECT2, AXI1, AXI2.

Pour chaque thermocouple, un pic de température est visible, correspondant au passage de la source à proximité. La valeur de ces pics varie au sein d'un même essai, ainsi qu'entre les essais, car elle dépend de la disposition des thermocouples. La température de début d'essai n'est pas identique pour chaque thermocouple, car les pièces ont été préchauffées au four avant essai. Au démarrage de l'acquisition, les pièces sont en cours de refroidissement libre, donc les températures vues par les thermocouples dépendent encore une fois de leur position, en surface supérieure, inférieure, ou au sein de la matière. Ce qui pourrait apparaître sur certaines courbes de température comme un bruit résulte des oscillations de la torche PTA. Lorsque celle-ci est suffisamment proche des thermocouples soudés en surface, le plasma contribue à élever la température vue par les thermocouples. Il faut donc souligner ici que si la contribution du plasma impacte les températures en surface, l'amplitude des oscillations est suffisamment faible en regard des températures mesurées pour pouvoir considérer les mesures comme fiables. Nous reviendrons sur ce point lors de la comparaison entre les températures mesurées et simulées, au cinquième chapitre de ce manuscrit.

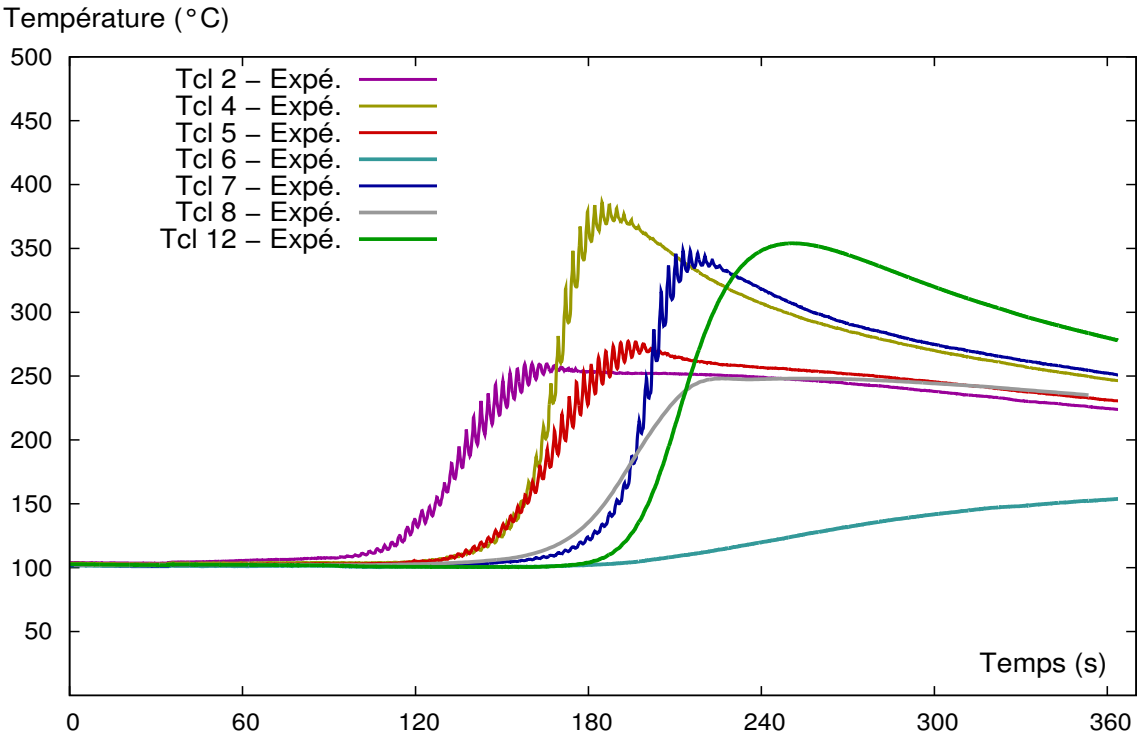
3.3.2 Mesures post-soudage

Profil des cordons

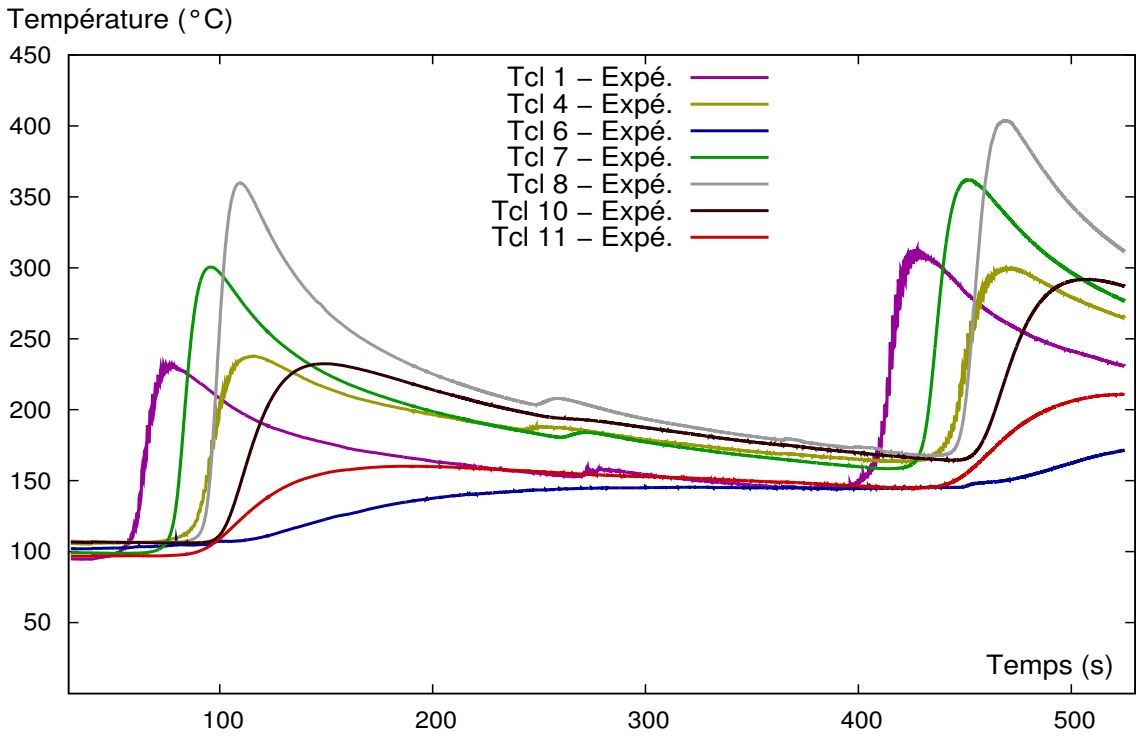
La stéréovision permet de numériser le relief 3D des cordons obtenus à l'issue du dépôt. Les profils obtenus sont présentés figure 3.16.

Un facteur d'échelle est appliqué sur l'axe vertical (Z).

Ces valeurs sont confirmées par des relevés effectués par profilométrie sur les cordons finaux dans les quatre configurations, donnés tableau 3.5. Les coordonnées sont données pour les plaques rectilignes dans le repère cartésien du cordon, où x décrit la longueur



Cas RECT1 : rectiligne – 1 passe



Cas RECT2 : rectiligne – 2 passes

FIGURE 3.14: Températures mesurées en cours de soudage.

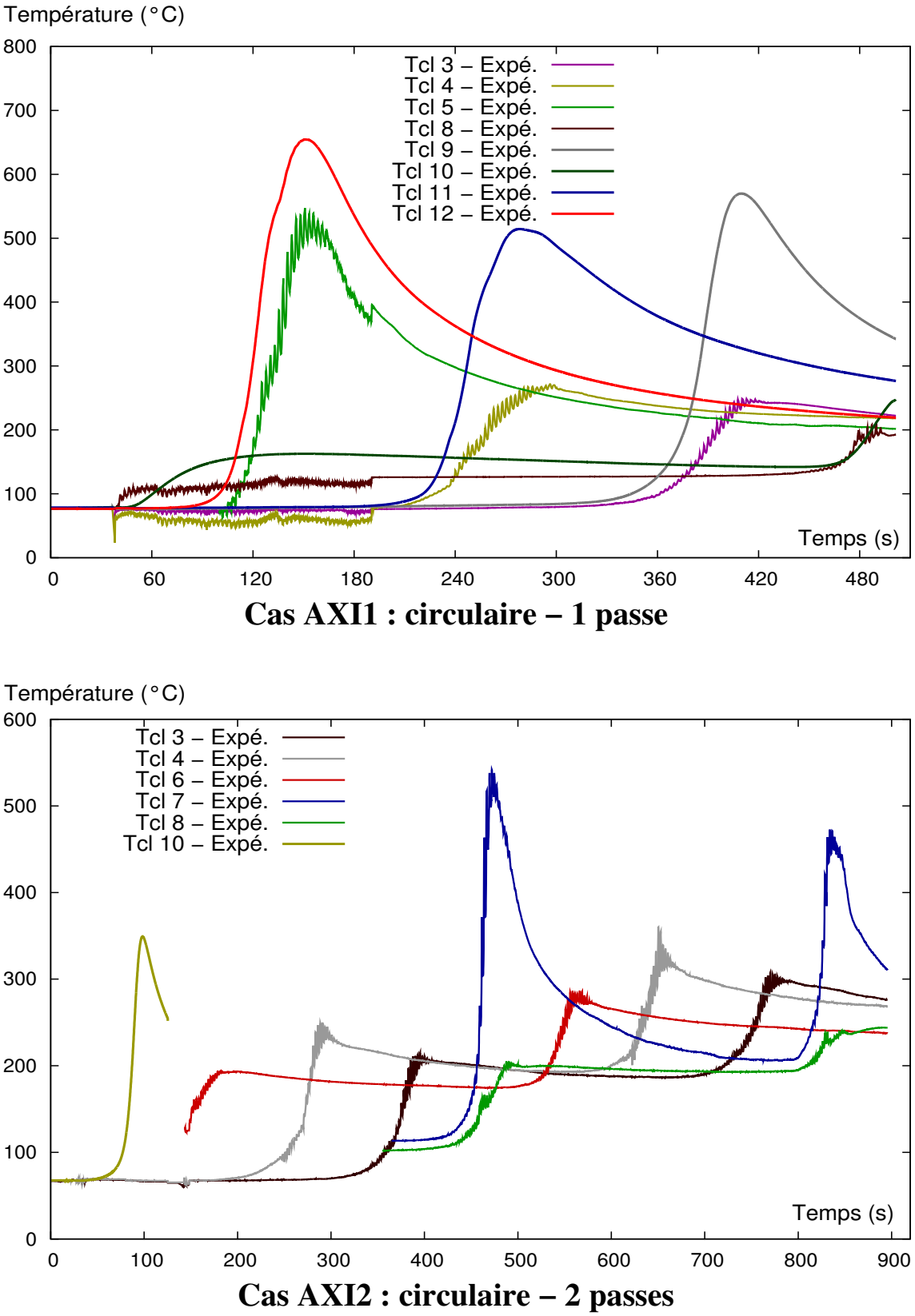


FIGURE 3.15: Températures mesurées en cours de soudage.

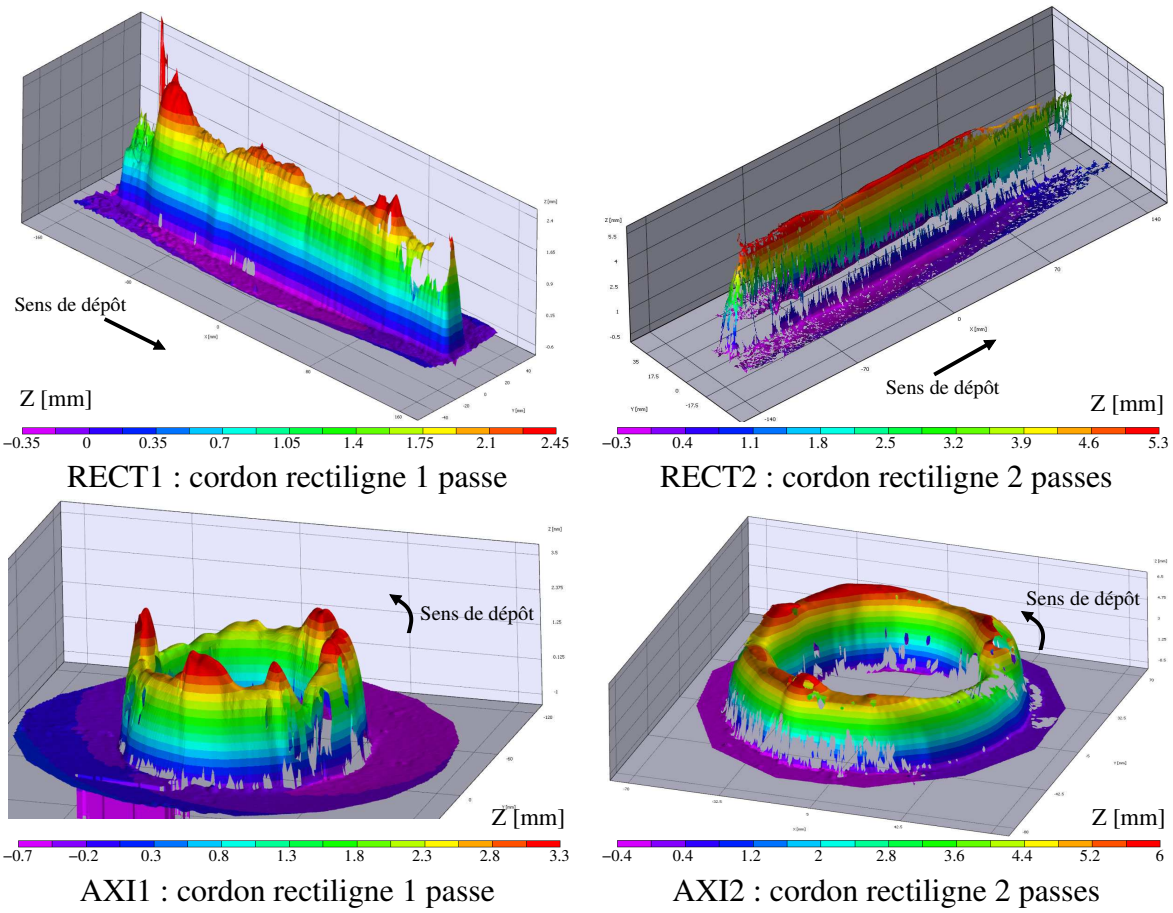


FIGURE 3.16: Relief des cordons de soudure obtenu par stéréo-corrélation

du cordon, y sa largeur et z sa hauteur [1]. Pour les disques, on se place dans le repère cylindrique lié au disque, où θ décrit la position angulaire du cordon, ρ son rayon et z sa hauteur [2].

La figure 3.17 représente l'évolution de l'altitude maximale relevée dans l'axe des cordons en fonction de la position (linéaire dans les cas rectilignes RECT1 et RECT2, angulaire dans les cas circulaires AXI1 et AXI2).

Les profils obtenus traduisent les irrégularités dimensionnelles des revêtements déposés, particulièrement pour les cas où une seule passe est déposée. Les essais ne sont donc pas parfaitement reproductibles. Cela s'explique par les imprécisions dans le contrôle du mouvement des plaques par rapport à la torche. En effet, dans les cas de soudage rectiligne (RECT1 et RECT2), il est nécessaire d'avoir une colinéarité optimale entre l'axe du cordon et le rail du chariot permettant la translation des plaques. De la même façon, dans les cas axi-symétriques (AXI1 et AXI2), l'axe de révolution des disques doit

1. x est nul au point de début du cordon, y est nul au centre du cordon, et z est nul en surface du substrat
2. θ est nul au point de départ du cordon, z est nul en surface du substrat et ρ représente la distance entre le point de mesure et la ligne moyenne du cordon

RECT2

Position x	0	3,5	7	10,5	14	17,5	21	24,5	28
z_0	2,78	2,98	3,21	4,04	4,33	4,30	4,35	4,24	3,80
z_1	2,28	2,32	2,64	3,38	3,77	3,64	3,82	3,72	3,21
z_2	2,66	2,77	3,12	3,95	4,27	4,25	4,23	4,01	3,80
z_3	1,85	1,66	1,89	2,53	2,97	3,05	3,33	3,14	2,66
z_4	2,30	1,97	2,56	3,40	3,81	3,60	3,73	3,27	3,21

AXI1

Position θ	0	$\pi/4$	$\pi/2$	$3\pi/4$	π	$-3\pi/4$	$-\pi/2$	$-\pi/4$
z (ρ=0)	2,75	2,26	3,72	2,75	3,80	2,52	3,80	3,73
z (ρ=-4)	2,60	2,12	3,44	2,56	3,64	2,40	3,14	3,66
z (ρ=+4)	2,23	2,08	3,38	2,47	3,40	2,17	3,01	3,23

AXI2

Position θ	0	$\pi/4$	$\pi/2$	$3\pi/4$	π	$-3\pi/4$	$-\pi/2$	$-\pi/4$
z (ρ=0)	5,12	4,29	3,62	5,26	5,32	5,80	5,09	5,37
z (ρ=-4)	5,30	4,33	3,75	5,16	5,19	5,72	5,07	5,35
z (ρ=+4)	4,99	3,93	3,25	4,75	4,61	5,31	4,95	5,13

Tableau 3.5: Relief des cordons de soudure obtenu par profilométrie. Les points de mesure sont définis figure 3.11.

être confondu avec l'axe de rotation du vireur permettant leur rotation. Toute imprécision de positionnement nécessite une intervention de l'opérateur au cours du dépôt et modifie donc l'apport linéique d'énergie, avec pour conséquences des irrégularités de géométrie.

Champs de déplacements

Les figures 3.18 à 3.20 permettent de visualiser le profil mesuré par stéréo-corrélation des plaques RECT1, AXI1 et AXI2 avant et après l'opération de soudage.

Les profils obtenus dans l'état initial font état de défauts de planéité dus à l'usinage. Cela étant, cette observation est à nuancer, car en comparant les profils initiaux à ceux obtenus après soudage, les distorsions initiales sont faibles. À l'issue du soudage, les déplacements de la surface des pièces (représentés selon la direction Z dans les figures 3.18, 3.19 et 3.19) sont influencés par les paramètres procédés (l'apport d'énergie), les conditions aux limites et la dissipation de chaleur par le système.

Dans le cas RECT1, le dépôt d'un cordon a un impact considérable sur les déplacements en dehors du plan. La zone centrale de la plaque, où le Norem02 est déposé a tendance à s'affaisser, alors que les zones éloignées du cordon subissent le déplacement inverse. Les zones proches du centre du cordon (correspondant aux zones où le régime permanent est établi) subissent des déplacements plus importants que les zones proches

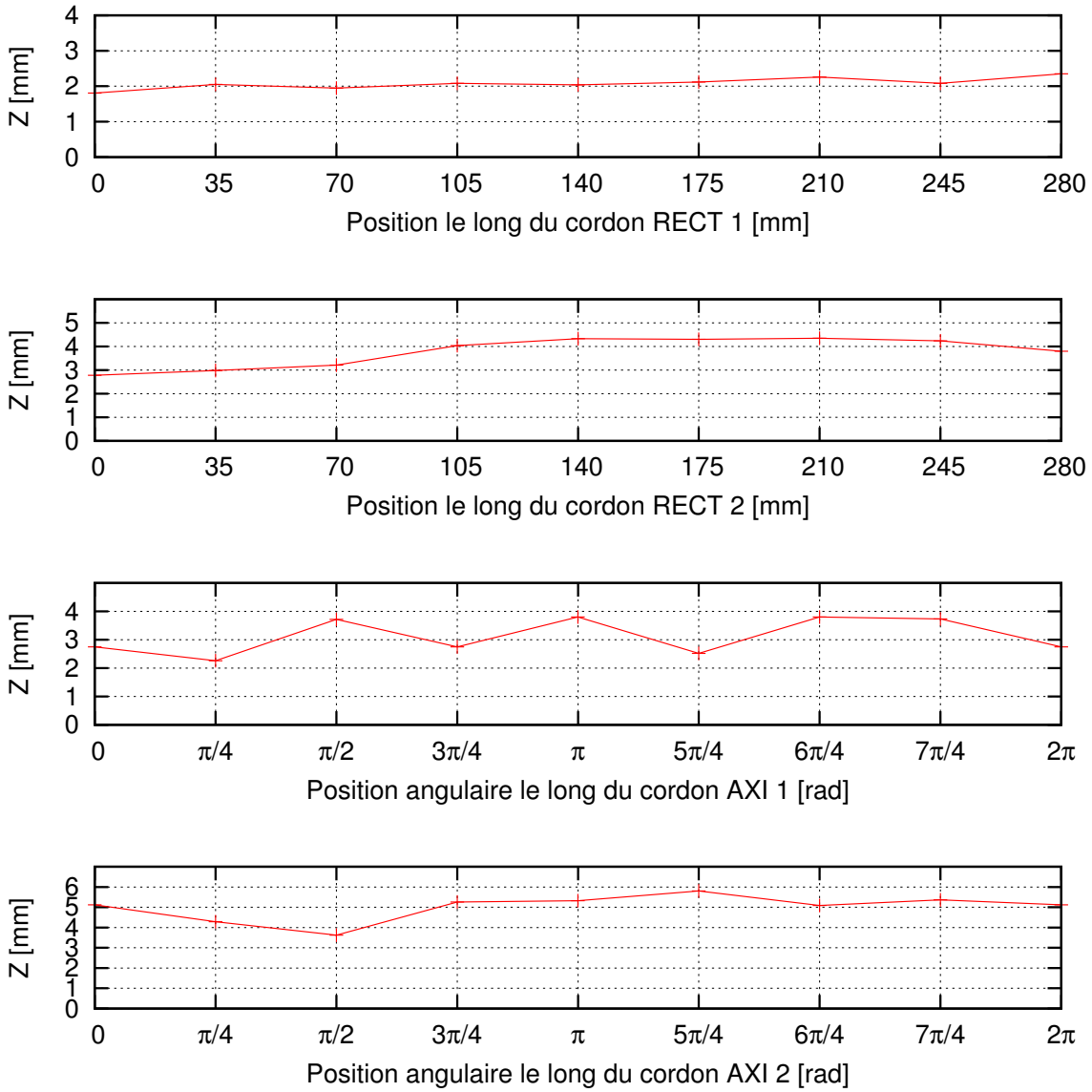


FIGURE 3.17: Altitude mesurée au centre du cordon pour chaque dépôt. Pour chaque cas, la valeur nulle de l'abscisse représente le point d'initiation du cordon. Les points de mesure sont définis figure 3.11.

du début et de la fin du cordon, car l'apport d'énergie y débute bien avant le passage de la source et prend fin bien après. Ces zones reçoivent donc l'énergie de soudage en avant et en arrière de la source.

Dans le cas AXI1, où un seul cordon de Norem02 est déposé, la zone située en arrière du point de départ du cordon, correspondant donc au dernier quart de cordon déposé s'affaisse. Cette zone est située entre $3\pi/2$ et 2π. Cela s'explique par le déplacement lent de la source : lors du dépôt du cordon dans cette zone, la température y est maximale, alors que le refroidissement des zones situées en arrière sur le trajet de la source est déjà

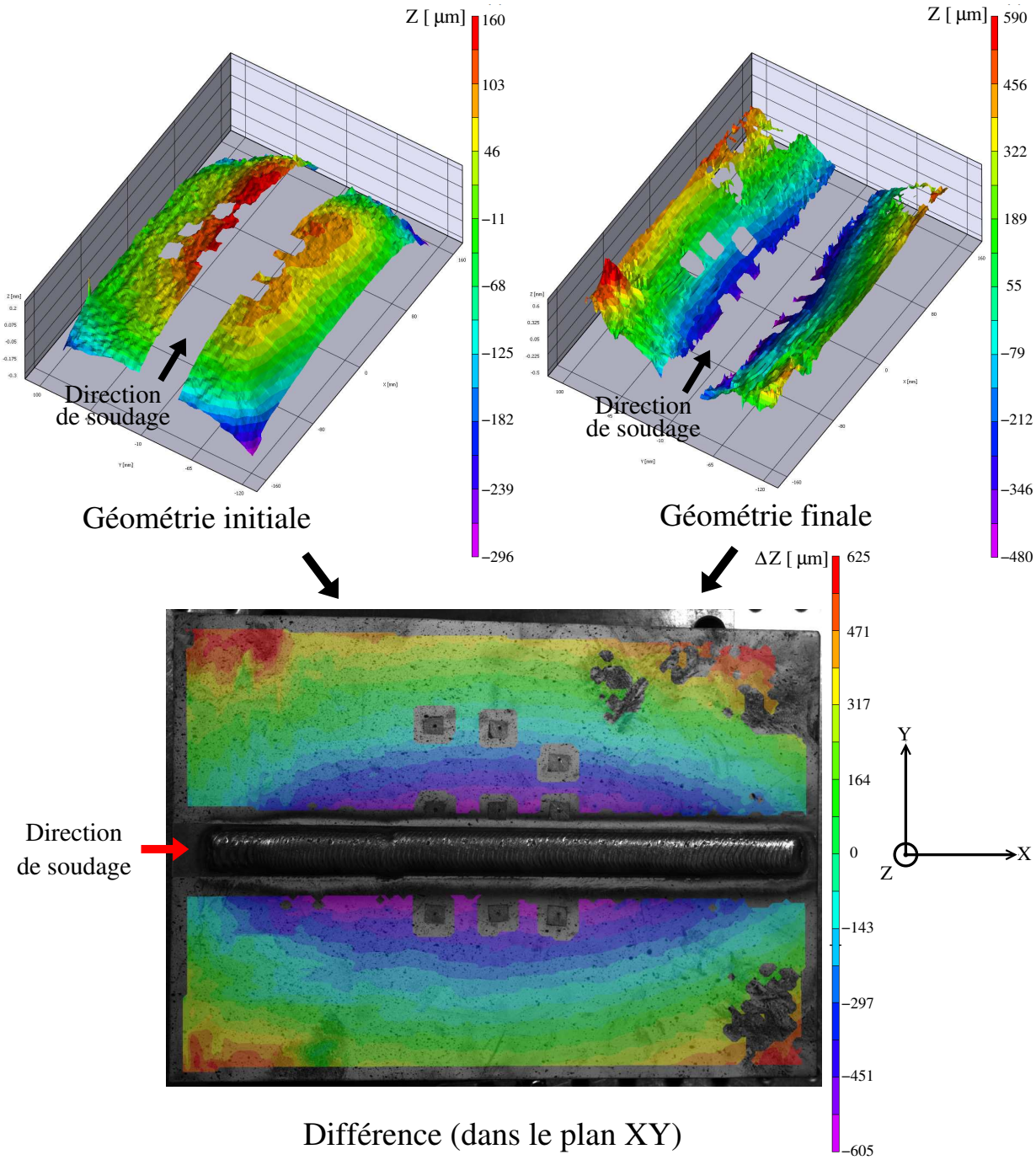
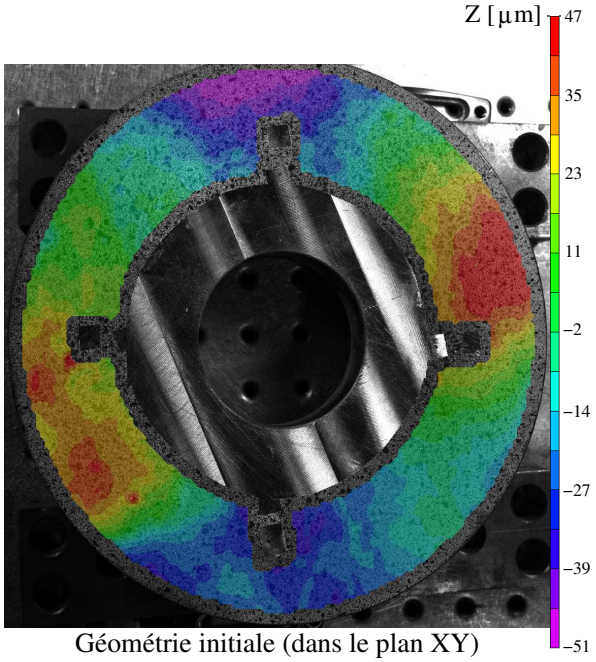
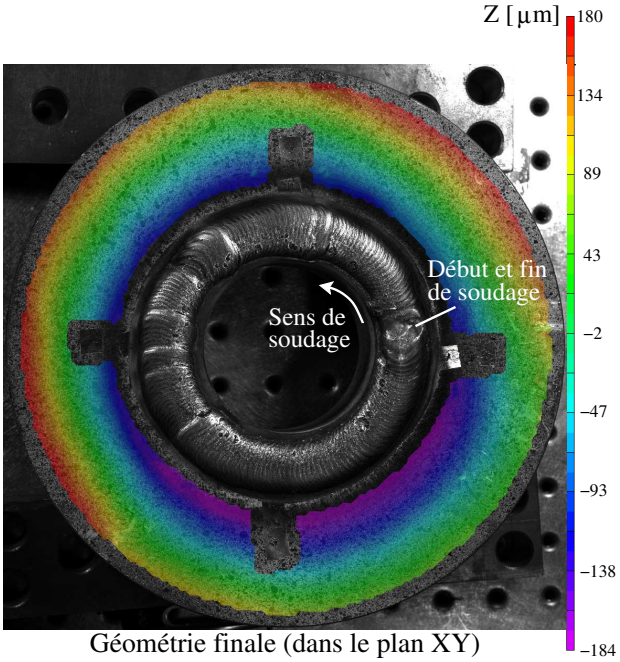


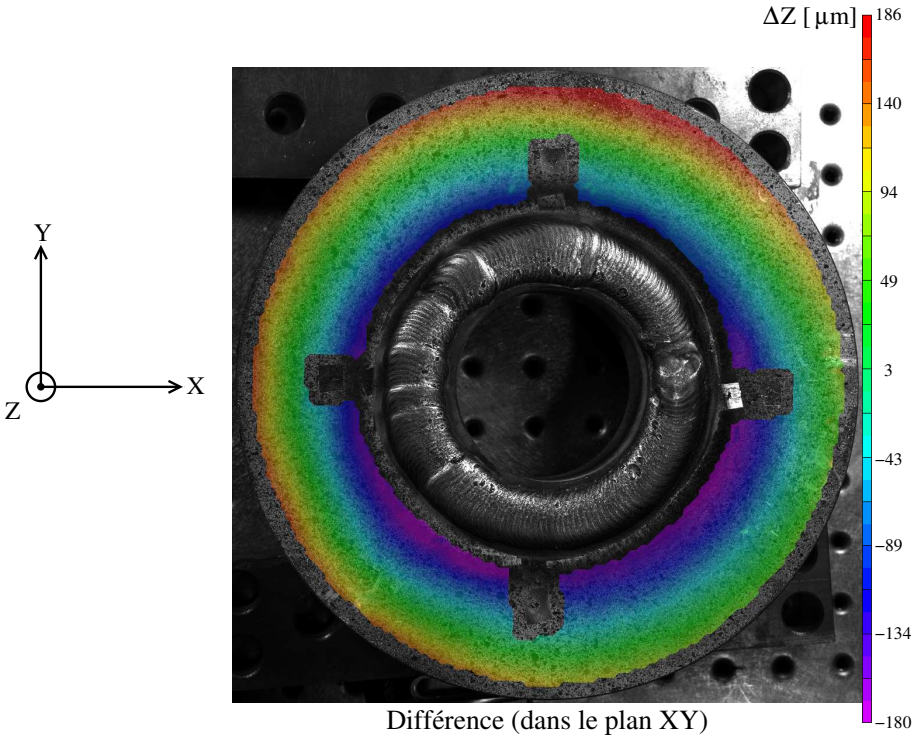
FIGURE 3.18: Géométrie de la plaque RECT1 avant et après soudage. La différence des champs de déplacements en Z (l'épaisseur de la plaque) donne le champ des déplacements W selon Z.



Géométrie initiale (dans le plan XY)



Géométrie finale (dans le plan XY)



Différence (dans le plan XY)

FIGURE 3.19: Profils initiaux et finaux des surfaces pour le cas AXI1.

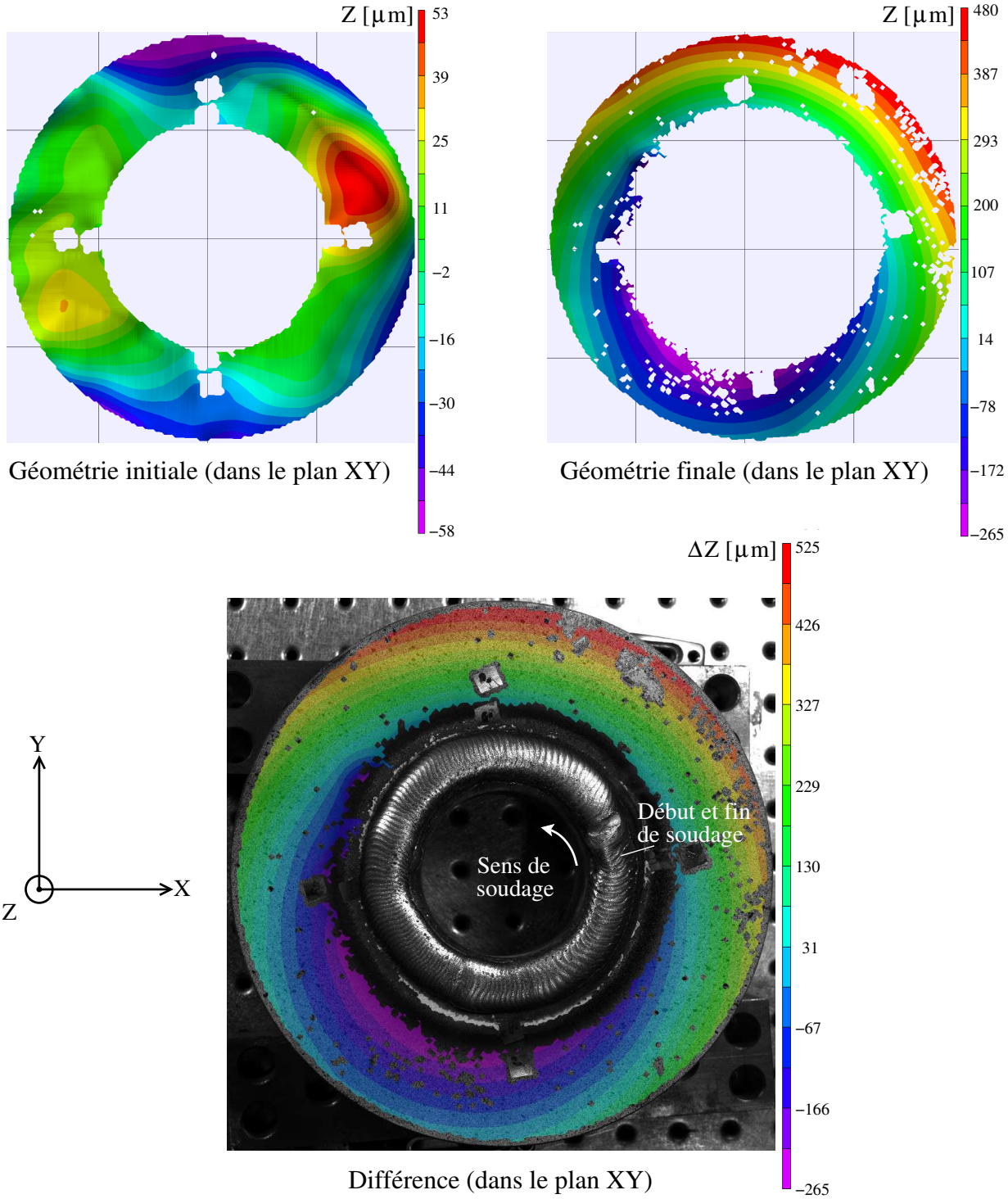


FIGURE 3.20: Profils initiaux et finaux des surfaces pour les cas AXI2.

en cours.

Les déplacements hors du plan observés dans le cas AXI2 diffèrent légèrement de ceux obtenus pour le cas AXI1, puisque la zone d'affaissement du disque est située davantage en arrière sur le trajet de la source. Elle est située entre π et $5\pi/3$. Toutefois, l'aspect visuel du cordon indique que la vitesse de déplacement relatif de la torche par rapport au disque a augmenté en fin de dépôt, puisque les stries visibles en surface du cordon, qui indiquent la solidification des bains de fusion successifs, sont davantage espacées. L'apport d'énergie lors de la deuxième passe est donc plus faible dans cette zone, ce qui explique que la zone d'affaissement soit située avant le point de fermeture du cordon.

Contraintes résiduelles

Les contraintes équivalentes de von Mises sont calculées en fonction des contraintes principales σ_1, σ_2 et σ_3 à partir de la relation :

$$\sigma_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2} \tag{3.4}$$

Dans le cas des disques (AXI1 et AXI2), les contraintes étant mesurées dans le repère local lié à la rosette, il est nécessaire de les exprimer dans le repère cylindrique lié au disque. Le tenseur des contraintes est alors exprimé dans le repère global à partir de la matrice de changement de base $T^{\sigma}_{R\to R'}$ pour une rotation d'angle θ autour de l'axe 3 :

$$T^{\sigma}_{R\to R'} = \begin{bmatrix} cos^2\theta & sin^2\theta & 0 & 0 & 0 & 2sin\theta cos\theta \\ sin^2\theta & cos^2\theta & 0 & 0 & 0 & -2sin\theta cos\theta \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & cos\theta & -sin\theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & sin\theta & cos\theta & 0 \\ -sin\theta cos\theta & sin\theta cos\theta & 0 & 0 & 0 & cos^2\theta - sin^2\theta \end{bmatrix} \tag{3.5}$$

Les figures 3.21 à 3.23 représentent les contraintes mesurées le long de plusieurs profils suivant la géométrie des cordons déposés. Pour chaque point de mesure, les valeurs sont moyennées sur toute la hauteur du trou (1mm).

L'évolution des contraintes transversale et longitudinale, ainsi que de la contrainte équivalente de von Mises pour la plaque rectiligne à une passe RECT1 est présentée figure 3.21.

Les figures 3.22 et 3.23 présentent l'évolution des contraintes radiales, circonférentielles, ainsi que de la contrainte équivalente de von Mises pour les plaques circulaires à une passe AXI1 et deux passes AXI2.

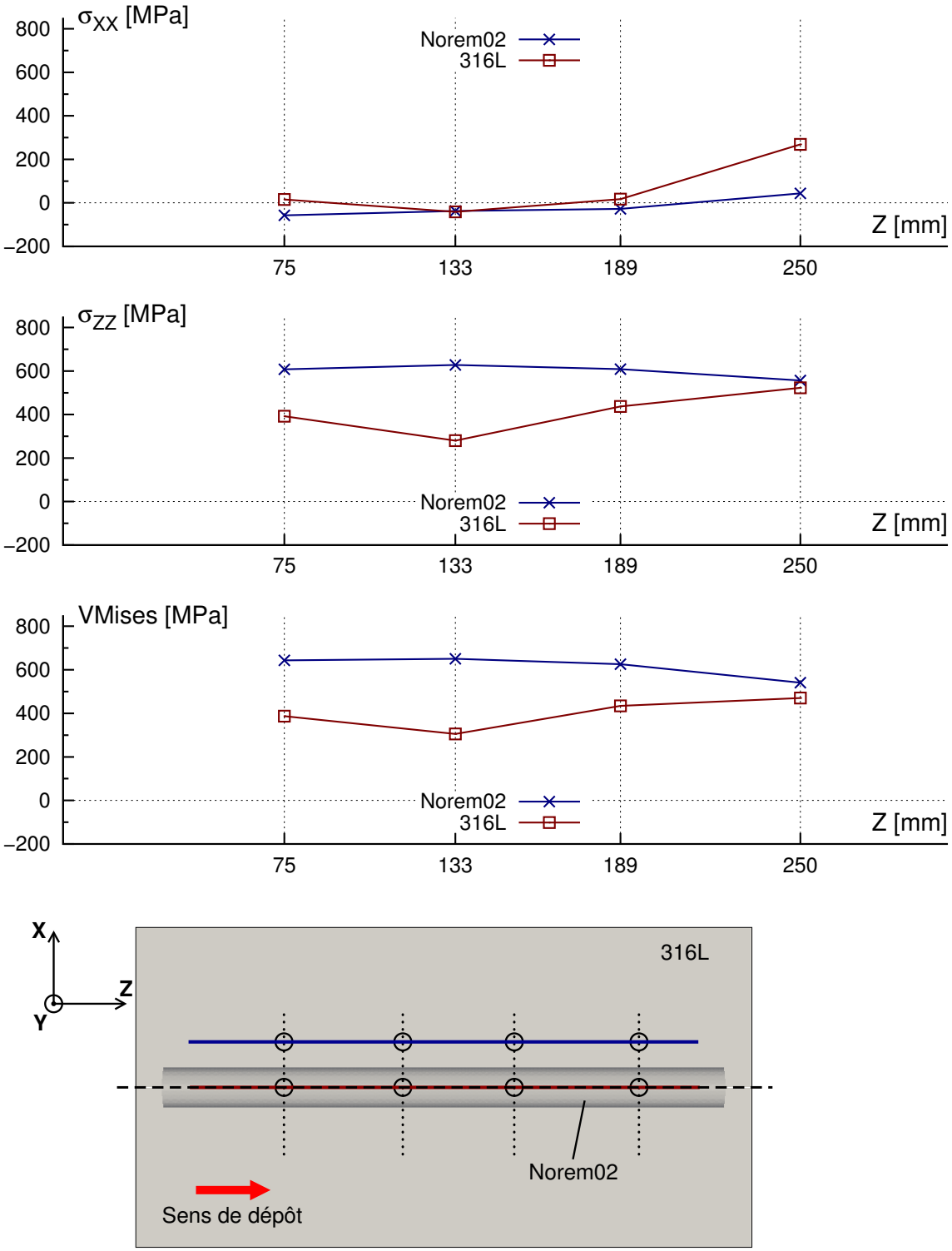


FIGURE 3.21: Cas RECT1 - Évolution de la contrainte longitudinale σ_{XX}, transverse σ_{YY} et de la contrainte équivalente de von Mises dans le cordon de Norem02 déposé et dans le métal de base 316L. Les mesures dans le métal de base sont effectuées à une distance de 17 mm du bord du cordon.

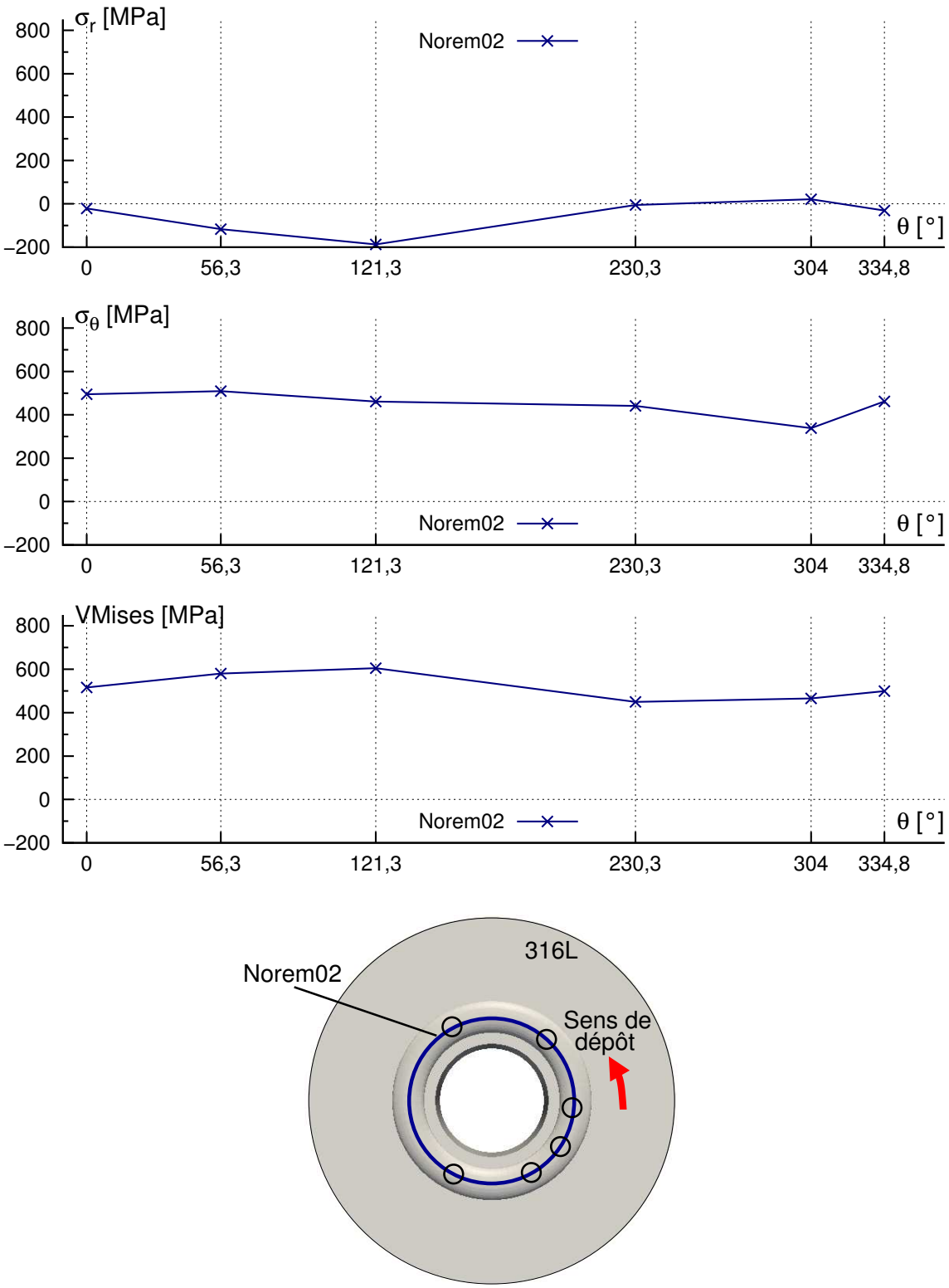


FIGURE 3.22: Cas AXI1 - Évolution de la contrainte radiale σ_r, circonférentielle σ_θ et de la contrainte équivalente de von Mises dans le cordon de Norem02 déposé.

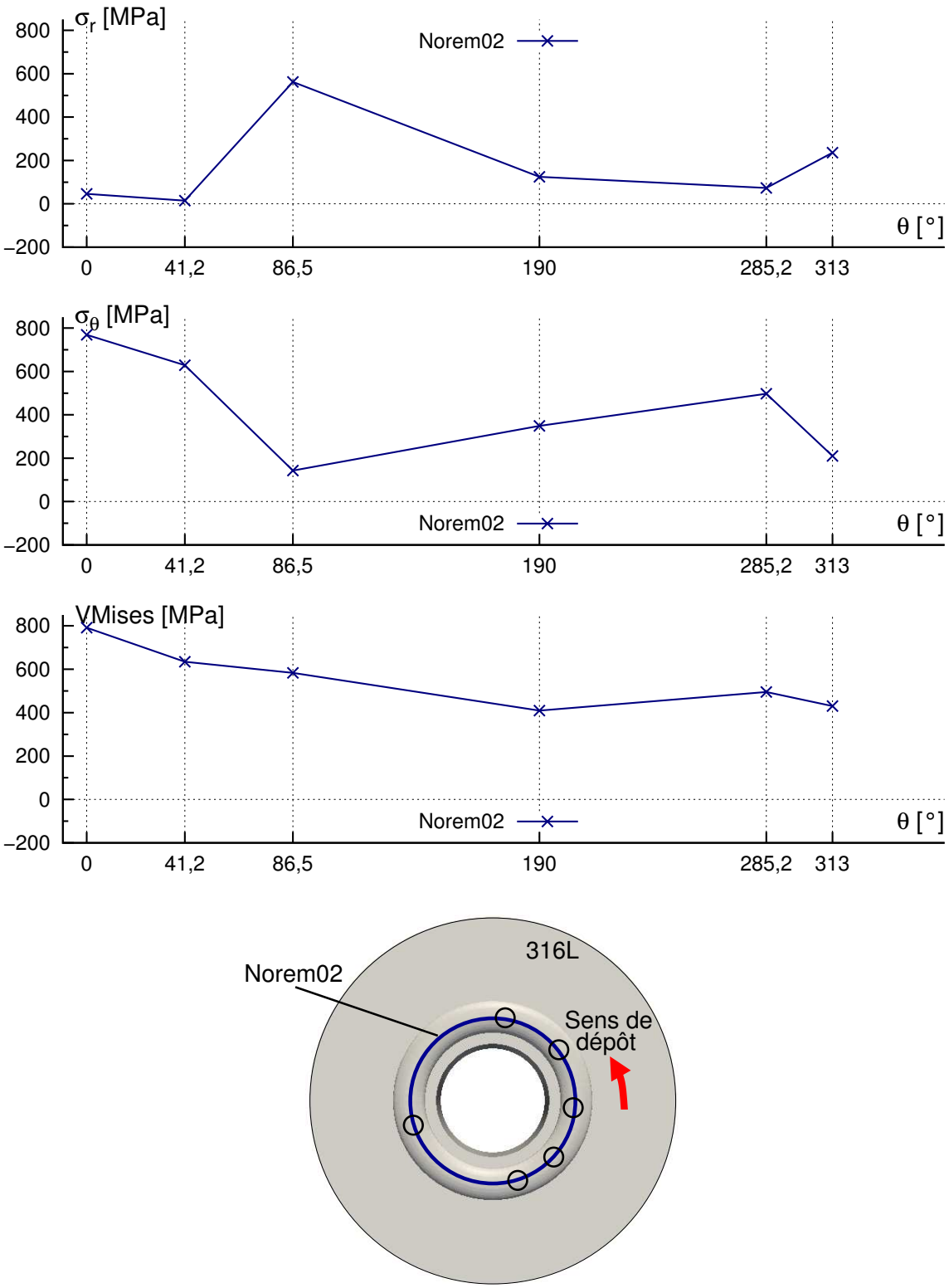


FIGURE 3.23: Cas AXI2 - Évolution de la contrainte radiale σ_r, circonférentielle σ_θ et de la contrainte équivalente de von Mises dans le cordon de Norem02 déposé.

3.4 Conclusions

Les relevés de températures effectués au cours des dépôts montrent des disparités importantes. L'analyse visuelle des cordons de soudure déposés montre également des différences importantes entre les essais. En effet, certains paramètres procédé ne sont pas fixés avant essai, mais sont ajustés par l'opérateur au cours du dépôt.

Afin d'être en mesure de comparer les résultats expérimentaux aux résultats des simulations, une attention particulière a été portée aux conditions aux limites du problème. Cependant, les mesures de températures et de déplacements sont dépendantes du positionnement des capteurs.

L'utilisation de la stéréo-corrélation permet d'accéder aux profils des surfaces des pièces revêtues. De plus, elle donne accès aux déformations dans le plan et en dehors du plan.

Chapitre 4

Stratégie de modélisation du procédé de dépôt

Sommaire

4.1 Deux niveaux de modélisation : thermique et thermomécanique 104
4.2 Modélisation thermique 105
4.2.1 Introduction 105
4.2.2 Transferts thermiques et échanges radiatifs 105
4.2.3 Modélisation de la source de chaleur mobile 106
4.2.4 Identification de la source de chaleur équivalente sur plaque droite . 109
4.2.5 Validation de la source de chaleur sur un autre cas 114
4.3 Modélisation mécanique 115
4.3.1 Identification d'une loi de comportement du Norem02 en traction simple 115
4.3.2 Résultats d'identification 120
4.3.3 Validation sur essais cycliques de traction-compression 122
4.3.4 Comportement de l'acier 316L 123
4.4 Conclusions 125

Afin de modéliser le procédé de dépôt dans son intégralité, il est nécessaire d'effectuer la modélisation thermique et mécanique du procédé. Deux échelles d'études sont envisageables.

La première, l'échelle mésoscopique est l'échelle du bain de fusion. Le modèle thermique englobe alors la modélisation du plasma et toutes ses interactions avec la structure. Une telle approche permet la prise en compte des phénomènes physiques intéragissant entre l'arc et le métal de base, nombreux et complexes, et donc une prédiction au plus juste de la géométrie du cordon formé.

La méthode proposée ici fait le choix d'une modélisation de la source de chaleur à l'échelle macroscopique, car le modèle développé n'a pas pour objectif de prédire les transferts de matière lors du procédé, mais plutôt les transferts d'énergie. Pour cela, un modèle thermique prédictif de l'apport de chaleur du procédé de soudage par plasma à arc transféré sous la forme d'une source volumique à distribution gaussienne est présenté dans cette section. Cette simplification est également justifiée par le fait que les cordons de revêtement seront usinés en surface. Enfin, de par l'oscillation de la torche PTA, il est illusoire de vouloir représenter ces phénomènes à l'échelle de la structure soudée.

4.1 Deux niveaux de modélisation : thermique et thermomécanique

Nous avons vu lors du premier chapitre que l'opération de soudage mettait en jeu des phénomènes complexes couplés (cf. figure 1.11 page 26). De précédents travaux [Lin02, Don05, JYHL05] ont montré qu'un certain nombre de simplifications étaient acceptables en vue de la prédiction des contraintes et distorsions résiduelles tout en limitant la perte de précision du calcul thermomécanique. Les calculs thermiques et mécaniques peuvent ainsi être menés de manière complètement découplée, le premier permettant de traiter le problème thermique de l'apport de chaleur à la structure, le second le problème mécanique de la réponse de la structure sous le chargement thermique précédemment calculé. Code_Aster permet le chaînage interne entre les calculs thermique, métallurgique et mécanique. Dans le cas du soudage du Norem02, l'absence de transformations allotropiques dans la gamme de température résultante du dépôt permet de s'affranchir du calcul métallurgique.

Les simulations thermiques et mécaniques présentées sont tridimensionnelles. S'il est vrai que dans beaucoup de cas, un modèle bidimensionnel, voire unidimensionnel dans certains cas spécifiques où la structure est répétitive dans une direction, sont suffisants, la résolution d'un problème de dépôt de revêtement avec source de chaleur transitoire nécessite une modélisation tridimensionnelle, de manière à prendre en compte les phénomènes physiques induits par le déplacement d'une source très locale. Les modélisations 1D ou 2D ne permettent pas de traduire le comportement mécanique réel car les hypothèses de déformations planes ou de contraintes planes ne sont pas réalistes.

Que ce soit lors des calculs thermiques ou thermomécaniques, la résolution numérique se fait par la méthode des éléments finis. Pour cela, un maillage de la structure est néces-

saire, tenant compte des éventuelles symétries. La précision du maillage utilisé détermine la précision de la discrétisation effectuée. De cette précision dépendent le temps de résolution, mais également la dégradation des propriétés du modèle continu initial.

Dans un premier temps, la simulation thermique transitoire d'une ou deux passes avec désactivation du métal non encore déposé dans ce dernier cas est effectuée. Ensuite, la modélisation mécanique faisant intervenir une loi de comportement à écrouissage cinématique non linéaire est décrite pour chaque cas de dépôt de revêtement.

4.2 Modélisation thermique

4.2.1 Introduction

En soudage PTA, le métal de base reçoit à la fois de la chaleur directement depuis l'arc électrique via le bain de fusion. L'efficacité de l'arc électrique dépend alors des propriétés de la surface (nature, géométrie, état de surface) et des paramètres du procédé [KD04]. Il n'existe pour l'instant aucune base scientifique permettant de prescrire avec précision les paramètres du procédé et la forme de la source de chaleur. L'identification de ces paramètres doit obligatoirement être faite à partir de résultats expérimentaux (relevés de température, profondeur de pénétration, volume de ZF et de ZAT). Il est donc impératif de connaître l'apport de chaleur du procédé et les conditions opératoires.

Les approches bi-dimentionnelles (2D) permettent de réduire très fortement les temps de calcul. Mais elles ne permettent pas de prendre en compte les transferts thermiques dans le sens de propagation de la torche de soudage. Elles sont donc peu pertinentes dans l'optique du calcul des distorsions et des contraintes résiduelles.

4.2.2 Transferts thermiques et échanges radiatifs

Le refroidissement du cordon de soudure depuis sa température de pic de soudage est assuré par les transferts thermiques : par conduction dans le métal de base et le poste de travail et par pertes de chaleur par radiation et convection dans le milieu extérieur.

La conduction est le mode de transfert de chaleur existant dans un milieu donné sans qu'il n'y ait déplacement apparent de matière. La conductivité thermique des alliages métalliques varie de 12 à 100 $W.m^{-1}.^{\circ}C$, voire beaucoup plus pour l'aluminium, le cuivre ou l'argent. Dans le cadre des essais de soudage présentés dans cette thèse, il est nécessaire de prendre en compte les échanges thermiques par conduction au sein de la plaque soudée, et les échanges par conduction entre la plaque et le support.

La convection correspond au transfert de chaleur par déplacement de masses d'air. Elle est régie par la loi de Newton ($\phi = h . (T - T_0)$), h étant un coefficient superficiel d'échange convectif déterminé pour la surface en contact avec l'air. La convection mise en jeu ici est de type naturelle. Elle intervient au niveau des surfaces de la plaque et du cordon en contact avec l'air ambiant.

Le rayonnement correspond aux pertes de chaleur d'un corps par propagation d'ondes électromagnétiques. Sa contribution dans la transmission de la chaleur du système vers

l'extérieur devient importante dès lors que la température dépasse 300˚C [BF04]. La forte non-linéarité de ces échanges entraîne un accroissement du temps de calcul.

L'équation générale de la chaleur à résoudre dans le cadre du problème de soudage exprime une relation entre une fonction température et les variables spatio-temporelles x,y,z et t d'un repère cartésien. Cette équation linéaire du second ordre aux dérivées partielles admettant une infinité de solutions, il est nécessaire de définir des conditions aux limites au problème thermique. On définit donc un champ de température à l'instant initial. Suivant les étapes du procédé que l'on souhaite modéliser, l'instant initial peut être choisi postérieur à l'opération de préchauffage. Dans les calculs présentés ici, l'instant initial est choisi à l'allumage de la torche plasma. La condition T_0 = f(x,y,z,0) est donc connue.

Les conditions aux limites en thermique doivent bien entendu être prises en compte dans la modélisation. Afin de simplifier le problème au maximum, le dispositif d'essai a été conçu de manière à limiter le nombre d'échanges thermiques de nature différente. Ces échanges avec le milieu extérieur (support, air ambiant) ont été déterminés au cours du chapitre 1 par l'équation :

$$-\lambda \frac{\partial T(t)}{\partial n} = h.(T - T_0) + \xi.\sigma_{SB}.\left(T^4 - T_0^4\right) \tag{4.1}$$

avec :

n	la normale sortante ,
h	le coefficient d'échange convectif ,
T_0	la température ambiante en ˚C ,
ξ	le coefficient d'émissivité de la surface ,
σ_{SB}	la constante de Stefan-Boltzmann, σ_{SB} = 5,68.10^{-8} J.K^{-4}.m^{-2}.s^{-1} ,

Le soudage étant un phénomène fortement non linéaire, l'équation de la chaleur est résolue en régime évolutif. À l'instant initial du calcul, on impose à la structure une température initiale correspondant à la température de préchauffage de la pièce à souder.

4.2.3 Modélisation de la source de chaleur mobile

L'apport d'énergie lors du soudage plasma se fait par l'intermédiaire du flux plasma entre la torche et la pièce. L'énergie provenant du plasma d'arc est déposée en surface. Cependant, le bain de fusion étant un milieu qui transmet bien la chaleur du fait de la forte convection, il peut être considéré comme une source interne de chaleur. L'apport de chaleur peut donc être modélisé comme une source volumique de chaleur.

Dans la modélisation, l'apport de chaleur est représenté par une densité volumique de chaleur appliquée au sein du matériau, car il a été montré qu'une approche en température imposée est trop énergétique. La densité de chaleur est maximale à la verticale de la torche et diminue au fur et à mesure que l'on s'éloigne de ce point. De plus, la torche n'étant pas en contact avec la pièce, la défocalisation du faisceau ainsi que les échanges convectifs avec les gaz de l'arc accentuent la diminution du flux calorifique.

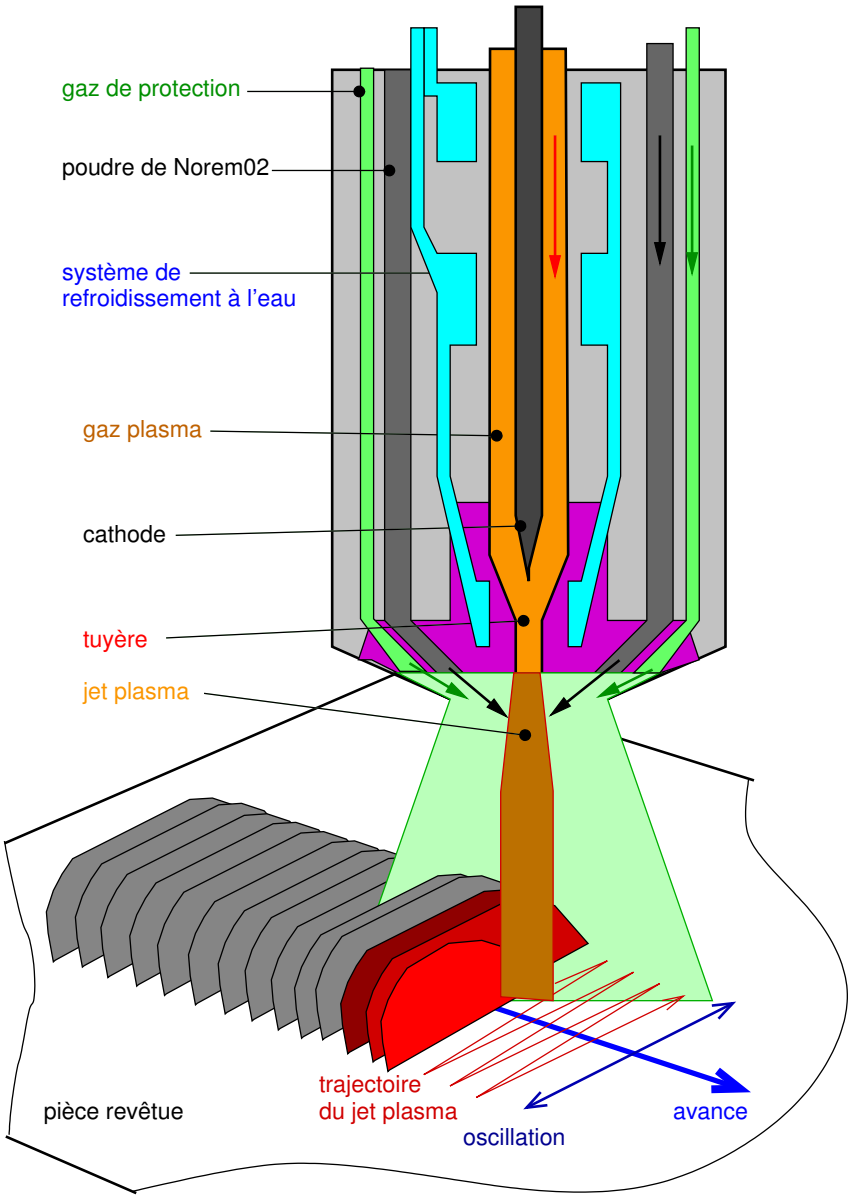


FIGURE 4.1: Déplacement de la torche PTA au cours du dépôt.

Enfin, le mode de déplacement de la torche par rapport à la pièce revêtue est également pris en compte lors de la modélisation. Les oscillations de la torche (voir figure 4.1) combinées à sa translation dans le plan de la pièce soudée aboutissent à une trajectoire sinusoïdale. Ce mouvement est modélisé dans le calcul par un mouvement uniforme (rectiligne dans le cas d'un dépôt droit et circulaire dans le cas d'un dépôt axi-symétrique). Une source gaussienne permet alors de conserver un flux de chaleur globalement équivalent à celui qui est apporté dans la réalité par la source à trajectoire sinusoïdale, et de modéliser l'apport de chaleur sur toute la largeur d'un cordon en négligeant le déplacement de la source dans le sens orthogonal au sens de dépôt. Les

temps de calcul sont ainsi réduits dans des limites raisonnables.

Les précédentes études menées [EA07] font le choix d'une distribution gaussienne du flux de chaleur. La modélisation du terme source s'appuie analytiquement sur l'expression mathématique d'une fonction Gaussienne, dont une expression en coordonnées cylindriques est donnée par l'équation 4.2 :

$$f(r) = \alpha \cdot exp^{-\frac{r^2}{2\beta^2}} \tag{4.2}$$

avec :
α l'amplitude ,
r le rayon ,
β l'étendue de la gaussienne .

Dans notre cas, une répartition gaussienne est adoptée dans le sens de dépôt. On représente le mouvement dans le sens de dépôt par le déplacement du centre d'un apport de chaleur de répartition gaussienne défini à chaque instant par le triplet :

$$\{x_0(t),\ y_0(t),\ z_0(t)\} = \{x_0,\ y_0,\ z_0 + V_s \cdot t\} \tag{4.3}$$

L'amplitude de la fonction est définie afin que son intégrale soit équivalente à la quantité d'énergie apportée au cours du procédé. L'équation 4.4 donne l'expression finale de la source de chaleur :

$$Q(t) = \frac{P_{soud}}{S \cdot \beta\sqrt{2\pi}} \cdot exp^{-\frac{(z-(z_0+Vs\cdot(t-t_0)))^2}{2\beta^2}} \tag{4.4}$$

avec :
P_{soud} la puissance de soudage, définie par P_{soud} = U . I en W ,
S la section du cordon du cordon perpendiculaire au sens de soudage en m^3 ,
V_s la vitesse de soudage en $m.s^{-1}$,
t_0 l'instant initial en s ,
z_0 la coordonnée de début de cordon en m ,
β l'étendue de la gaussienne en m .

Dans la direction x perpendiculaire au sens de déplacement de la source, la section du cordon est définie par une courbe de type spline, qui prend en compte la variation de section entre le cœur ($x = 0$) et les extrémités latérales du cordon ($x = max$). C'est cette variation de section qui entraîne un apport non homogène selon cet axe. Il n'est donc pas nécessaire de définir une décroissance de la source dans cette direction au sein de la formulation mathématique. Les conséquences en terme de répartition du flux de chaleur entrant sont illustrée figure 4.2.

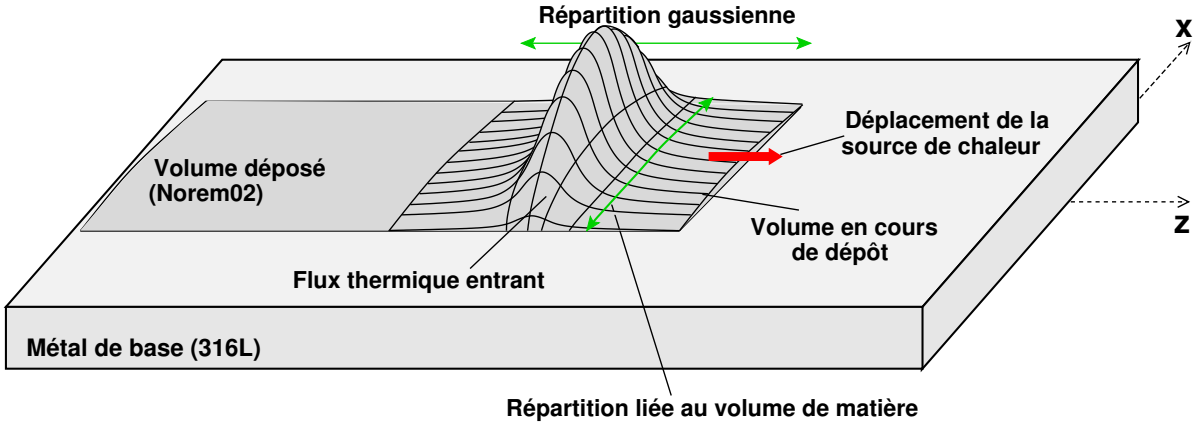


FIGURE 4.2: Application de la source sur un volume fini.

Concernant les conditions de symétrie, le flux thermique est défini selon l'équation 4.4. Il n'est affecté qu'à une moitié de la plaque, la seconde étant absente du maillage. La quantité de chaleur reçue par la demie-plaque (cf. figure 4.3) correspond donc bien à la moitié de celle reçue par une plaque complète, sans que l'on n'ait pour autant besoin de définir de condition de symétrie dans l'expression analytique de la source.

Implémentation des chargements thermiques dans Code_aster :

Deux types de chargements sont nécessaires à la modélisation du problème thermique : un apport de chaleur correspondant au terme source de l'équation 1.23, et des conditions aux limites correspondant aux pertes de chaleur par transferts radiatifs et convectifs.

La multiplicité des types de chargements disponibles dans Code_aster permet de définir tous ces chargements en utilisant le seul opérateur AFFE_CHAR_THER :

- L'apport de chaleur est implémenté dans le code de calcul en utilisant le mot-clef SOURCE. La fonction Gaussienne définie par l'équation 4.4 est décrite comme une fonction du temps par une structure en Python. Le champ de fonctions ainsi défini aux noeuds est ensuite discrétisé aux points de Gauss.
- Les conditions aux limites en thermique sont définies par des flux imposés normaux à la surface extérieure. Ils dépendent alors des coefficients h et ξ définis dans l'équation 4.1, ainsi que de la température extérieure.

4.2.4 Identification de la source de chaleur équivalente sur plaque droite

Afin de valider la modélisation thermique développée, la simulation d'un cas de soudage simple consistant à déposer un cordon de revêtement sur une plaque non chanfreinée d'épaisseur 25,5 mm est réalisée. Ce cas correspond au cas expérimental RECT1 défini dans le tableau 3.2.

Seule une moitié de la plaque est maillée, le plan de symétrie permettant de réduire le domaine d'étude. En thermique, la condition de symétrie se traduit par une absence

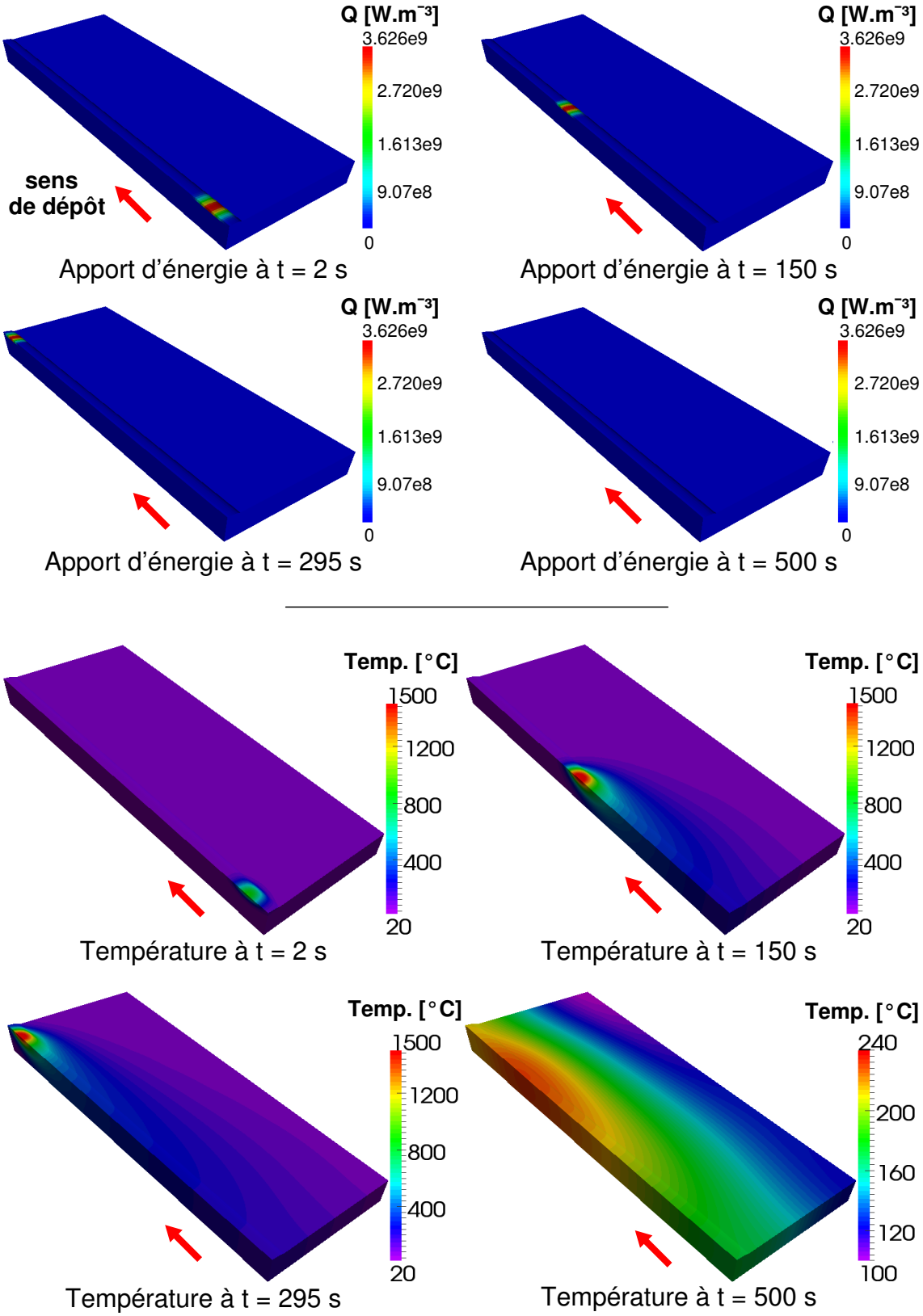


FIGURE 4.3: Apport de chaleur et température en fonction du temps.

de flux appliqué sur la face de symétrie. Le maillage est représenté figure 4.4. Le calcul étant ici purement thermique, un maillage linéaire est utilisé, constitués de 67000 nœuds avec des éléments hexaédriques à 8 nœuds à interpolation linéaire. Ce type de maillage est préféré aux maillages quadratiques lors de calculs thermiques dans Code_aster pour la qualité des résultats.

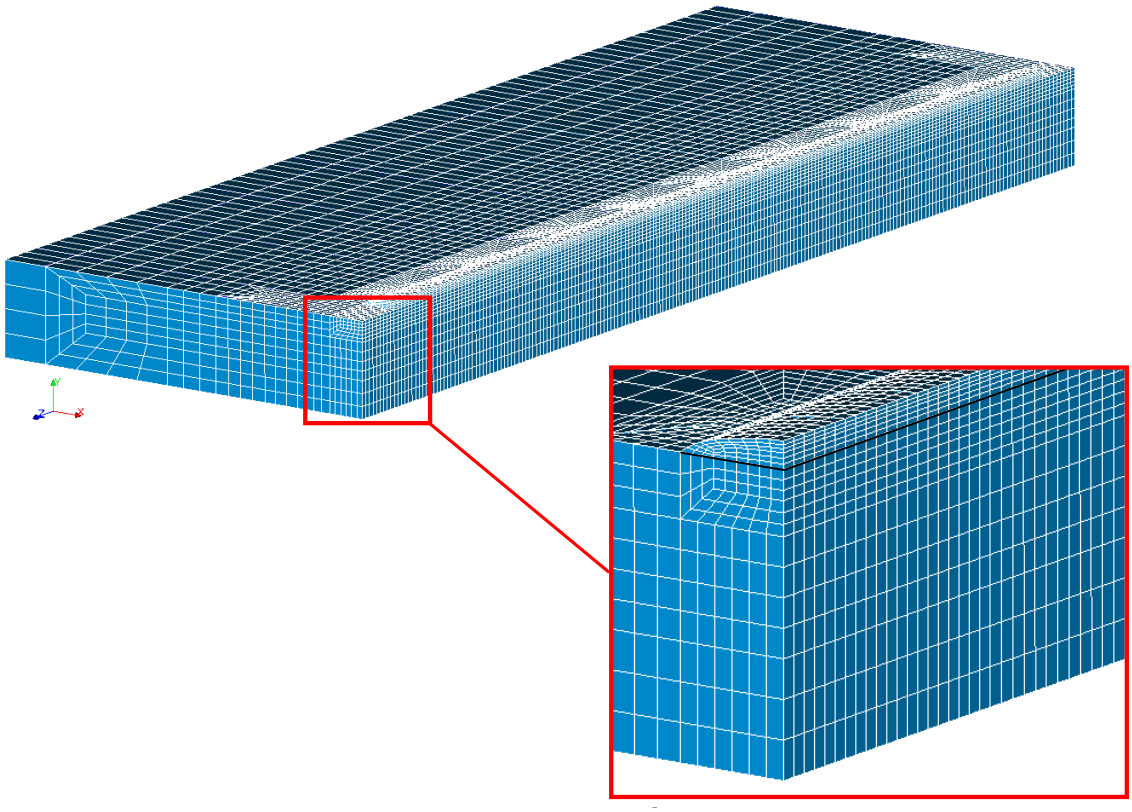


FIGURE 4.4: Maillage utilisé pour le calcul thermique - 60000 nœuds avec des éléments hexaédriques à 8 nœuds à interpolation linéaire.

Tous les paramètres inhérents au procédé de soudage sont pris identiques au cas réel.

La discrétisation temporelle de la source est réalisée de sorte à reproduire l'apport de puissance au cours du dépôt d'un cordon. Ainsi, trois phases s'enchaînent au cours du procédé de dépôt (voir schéma 4.5) :

1. une phase d'allumage de la torche, correspondant physiquement à la création du plasma en bout de torche, avec apport de matière. Cette première phase apporte une grande quantité d'énergie au substrat.
2. une phase de déplacement de la torche, correspondant physiquement au dépôt du cordon de Norem.
3. une phase d'extinction de la source, correspondant à la coupure de l'alimentation en Norem02 puis en gaz de la torche. L'apport de chaleur dans cette phase décroît pour devenir nul après un laps de temps défini.

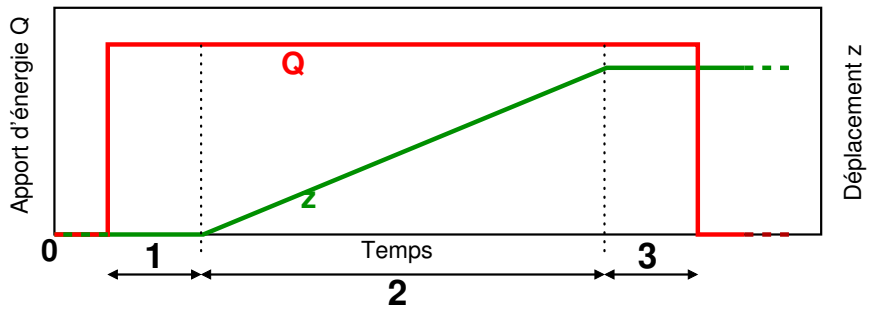


FIGURE 4.5: Apport d'énergie en fonction du temps au cours du procédé de dépôt.

L'identification des paramètres de la source de chaleur est faite par une méthode inverse. En effet, cette étape de la modélisation vise à identifier le chargement thermique équivalent (le terme source de l'équation de la chaleur), et d'autre part les conditions aux limites en thermique que constituent le refroidissement par rayonnement et par convection. Les relevés expérimentaux de température en fonction du temps sont donnés en entrée à l'algorithme d'identification, lequel, par itérations successives, minimise la différence entre les données d'entrées et les courbes de températures calculées pour un jeu de paramètres. Dans le cadre de cette étude, on choisit d'identifier à la fois les paramètres propres au procédé de dépôt, et les paramètres de refroidissement. Les paramètres identifiés et leur signification sont présentés dans le tableau 4.1.

Paramètre	Signification physique
η	Rendement du procédé (sans unité)
β	Paramètre géométrique de la gaussienne (m)
ξ	Émissivité du matériau (sans unité)
h	Coefficient d'échange convectif ($W.m^2.^\circ C^{-1}$)

Tableau 4.1: Nature des paramètres identifiés

L'objectif de la méthode inverse mise en place est donc d'identifier les conditions aux limites en thermique (coefficients ε et h relatifs au refroidissement par rayonnement et convection) et les paramètres de la source de chaleur équivalente. Pour cela, à partir des mesures de températures T_{ij}^{exp} en n points à des positions x_i^{exp} (i variant de 1 à n) et à des temps t_j^{exp} (j variant de 1 à p) connus, nous identifions le jeu de paramètres X(η,β,ξ,h) minimisant la fonction J :

$$J(X) = \sum_{i=1}^{n} \sum_{j=1}^{p} \left(T_{ij}^{exp} - T_{ij}^{sim}(X) \right)^2 \tag{4.5}$$

avec $X \in \mathbb{R}^4$ le vecteur des paramètres à estimer.

Il est en théorie possible d'intégrer au jeu de paramètres X toutes les variables **indépendantes** du problème thermique ayant une influence sur la température simulée. Néanmoins, la résolution du problème inverse nécessite le calcul des champs de température T_{ij}^{sim} pour chaque pas de la résolution. Le nombre de paramètres à identifier devra donc être limité, et il faudra que les domaines de recherche des solutions soient suffisamment restreints pour que l'algorithme de résolution puisse converger.

Le rendement η représente la part d'énergie délivrée par le générateur effectivement transférée à la pièce. Il représente donc les pertes énergétiques au cours du procédé, sans tenir compte des pertes thermiques dues au refroidissement.
L'énergie perdue est définie par :

$$E_{pertes} = E_{arc+électrode} - E_{métal\ de\ base} - E_{bain\ de\ fusion} \tag{4.6}$$

et le rendement :

$$\eta = \frac{E_{métal\ de\ base} + E_{bain\ de\ fusion}}{E_{arc+électrode}} \tag{4.7}$$

Selon les équations 4.6 et 4.7, η ne représente donc pas le rendement de l'arc mais le rendement du système {arc + électrode}. En effet, il est impossible en pratique de déterminer la tension de l'arc créé entre l'électrode et le métal de base. La comparaison entre les rendements des divers procédés de soudage à l'arc n'a donc de sens que si le rendement est systématiquement défini de cette manière. La valeur du rendement identifié est assez proche de la valeur disponible dans la littérature, 0,47 d'après [DM95].

D'après le principe de Saint-Venant, les sollicitations dans une zone suffisamment éloignée d'une partie (Σ) d'un solide déformable sont indépendantes de la manière dont sont distribuées les forces sur (Σ). La conséquence du principe de Saint-Venant est que si l'on se place suffisamment loin de la source de chaleur, les températures mesurées dépendent seulement de l'énergie apportée par la source, et non de la façon dont elle est distribuée. Dans la pratique, la dimension de la source étant suffisamment faible par rapport à la largeur de la plaque, on supposera que la condition d'éloignement évoquée dans le principe de Saint-Venant est respectée dans le cas des mesures faites par les thermocouples les plus éloignés.

L'identification des paramètres de la source est réalisée à partir des relevés de température des thermocouples 6 et 12 de l'essai RECT1 (soudage d'un cordon droit en une passe), tous deux situés en face inférieure de la plaque et donc protégés du rayonnement plasma, qui, comme vu précédemment, perturbe les mesures en surface. Cela se traduit par une absence d'oscillation sur la courbe température-temps. La figure 4.6 montre la corrélation entre l'expérience et la simulation.

Les valeurs des paramètres identifiés et les bornes de leurs intervalles d'identification sont donnés dans le tableau 4.2.

Il faut signaler que l'acquisition des températures n'a pas été poursuivie jusqu'à un refroidissement complet, bien que cela eut été préférable. De cette façon, l'identification des coefficients de refroidissement h et ε aurait gagné en précision. Néanmoins, les retours d'expérience [Can09, Dep05] ont montré que l'influence de ces coefficients sur le calcul thermique est secondaire par rapport à l'influence de la conduction. L'essentiel

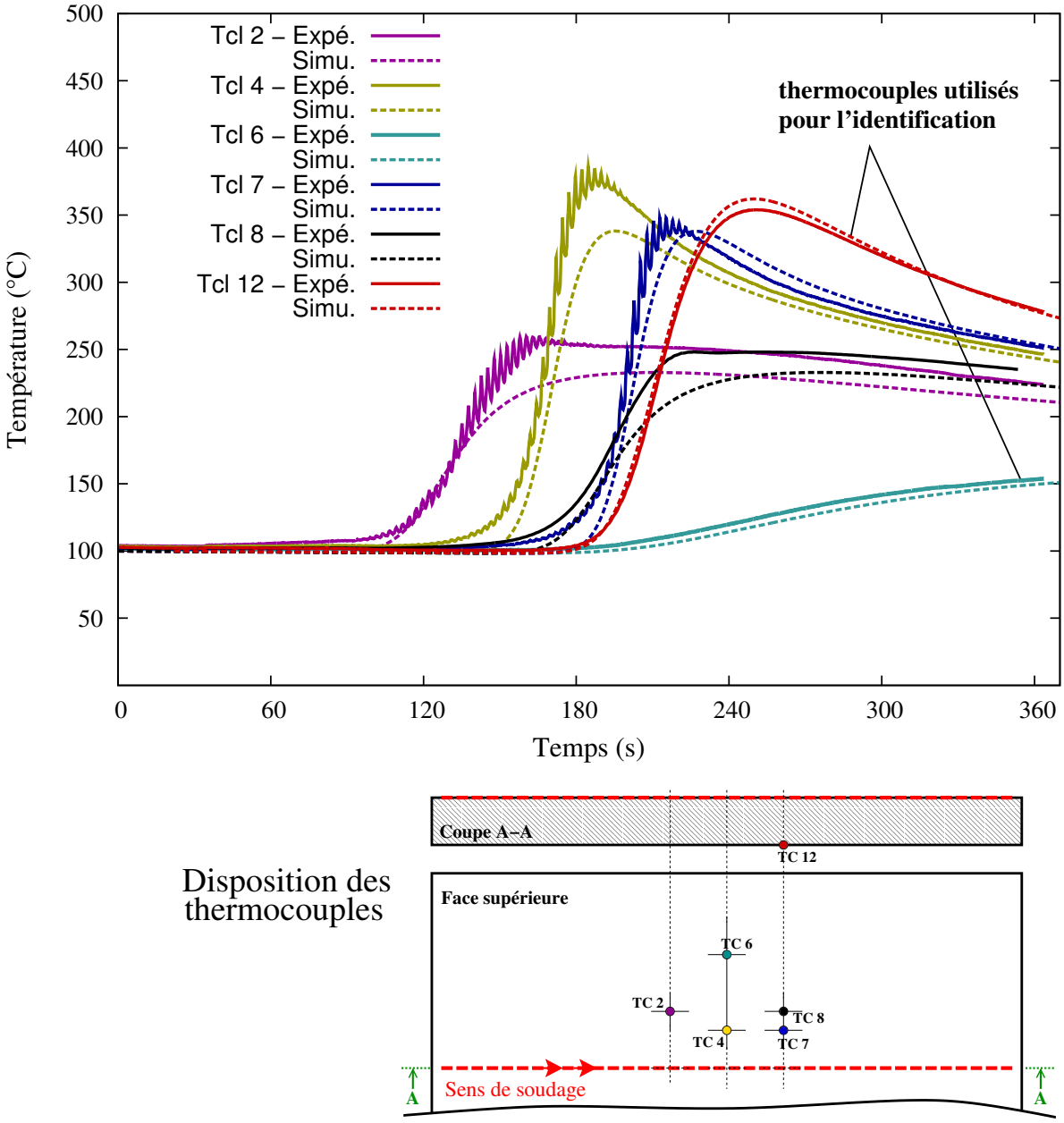


FIGURE 4.6: Températures expérimentales et calculées pour la plaque RECT1. Les thermocouples 6 et 12 sont ceux utilisés lors de l'identification.

du refroidissement se fait par conduction dans l'épaisseur de la pièce, celle-ci étant très massive par rapport au volume du cordon déposé.

4.2.5 Validation de la source de chaleur sur un autre cas

Afin de valider le modèle thermique établi, les températures simulées sont comparées aux températures mesurées en conditions réelles par des thermocouples situés en surface

Paramètre	Valeur identifiée	Intervalle d'identification
η	0,52	[0,3 : 0,7]
β	0,006 m	[0,001 : 0,01]
ξ	0,45	[0,2 : 0,8]
h	3 $W.m^2.^\circ C^{-1}$	[1 : 20]

Tableau 4.2: Valeur des paramètres identifiés et bornes des domaines d'identification.

de la plaque et dans son épaisseur. Le champ de température calculé dans le cas AXI 1 est représenté figure 4.7 et comparé au champ de température mesuré lors de l'essai.

Lors de chaque cas-test, l'intégrale de la densité volumique de chaleur doit être égale à la puissance nette apportée à la demie-pièce.

$$P_{nette} = \frac{1}{2} \cdot \eta \cdot U \cdot I \tag{4.8}$$

La puissance nette apportée par la source de chaleur est représentée pour chaque cas figure 4.8. La valeur théorique est obtenue en appliquant la formule du calcul de la puissance de dépôt apportée définie par l'équation 1.8 avec les paramètres procédés utilisés. La valeur simulée est obtenue par calcul de l'intégrale du flux de chaleur apporté au cordon.

4.3 Modélisation mécanique

Le calcul mécanique consiste en la résolution des équations d'équilibre (1.29 page 35), sous la contrainte des équations de comportement et des conditions aux limites. Il permet de déterminer la réponse mécanique de la structure à partir du champ de température calculé à chaque instant lors du calcul thermique. Le lien entre les deux études est obtenu par l'intermédiaire de lois de comportement intrinsèques aux matériaux, traduisant la dépendance des propriétés mécaniques vis-à-vis de la température. Il est donc nécessaire d'identifier ces lois avant de pouvoir résoudre le problème mécanique de soudage.

4.3.1 Identification d'une loi de comportement du Norem02 en traction simple

4.3.1.1 Méthode d'identification

L'identification d'un modèle de comportement consiste en la résolution d'un problème inverse de manière à satisfaire au mieux un critère donné. Une fonction coût est définie, représentant l'écart entre l'expérience et la simulation. Plusieurs méthodes de résolution existent afin de déterminer un jeu de paramètres minimisant la fonction coût : méthodes avec critère de recherche statistique (Monte-Carlo) ou linéaire (Simplex), méthodes de

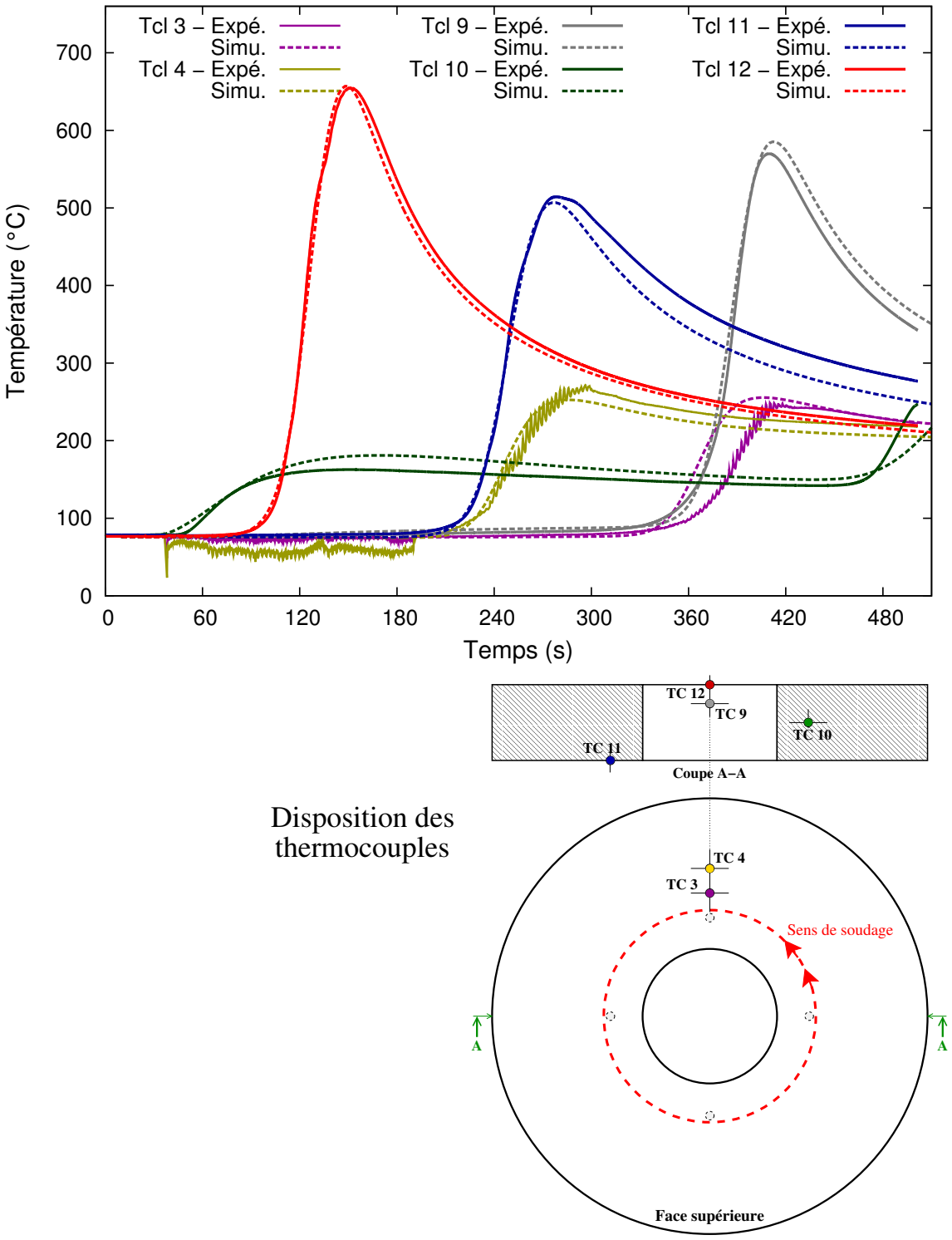


FIGURE 4.7: Comparaison des températures mesurées et calculées pour le cas AXI1.

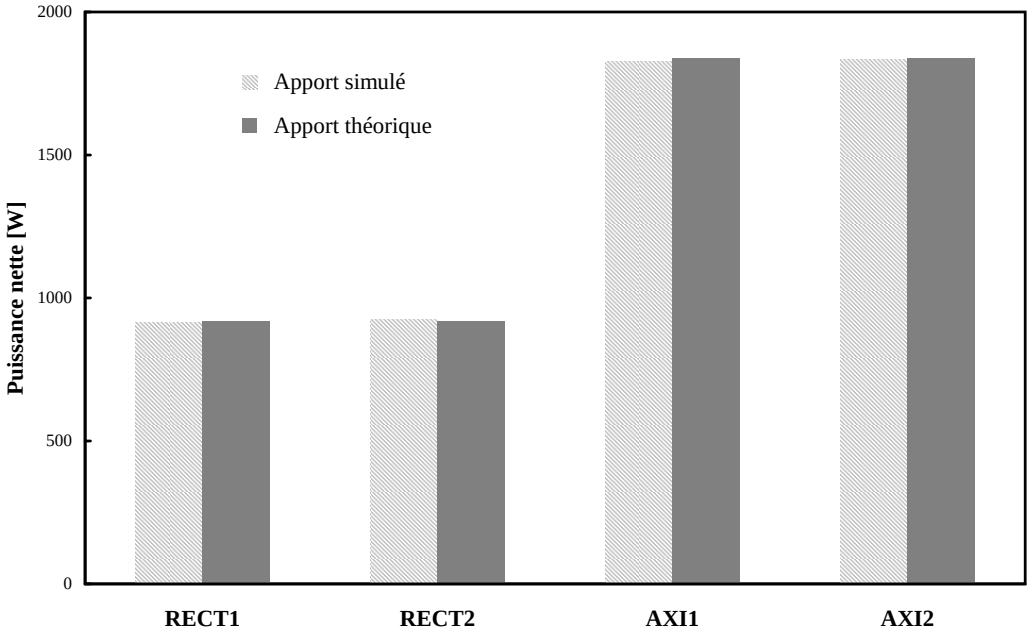


FIGURE 4.8: Comparaison pour chaque configuration de la puissance nette apportée en théorie et dans les cas modélisés.

type gradient : descente, Gauss-Newton, Levenberg-Marquardt [Mor78]. La méthode de résolution utilise l'algorithme de Levenberg-Marquardt, préconisé dans les problèmes de minimisation quadratique type moindres carrés. En choisissant en entrée une courbe de type bilinéaire, cette méthode permet de déterminer pour chaque essai simulé le module de Young, la limite d'élasticité à 0,2% ainsi que le module d'écrouissage.

Le tableau 4.3 présente les paramètres mécaniques tirés des courbes de traction 2.16.

Température	Module d'élasticité	Limite d'élasticité à 0,2%	Limite à la rupture
20 ˚C	178,8 GPa	663 MPa	880 MPa
100 ˚C	172,7 GPa	531 MPa	800 MPa
200 ˚C	165,1 GPa	478 MPa	747 MPa
300 ˚C	157,6 GPa	447 MPa	707 MPa
400 ˚C	150,0 GPa	388 MPa	662 MPa
600 ˚C	134,8 GPa	368 MPa	622 MPa
700 ˚C	120,9 GPa	251 MPa	364 MPa
800 ˚C	100,4 GPa	193 MPa	230 MPa
900 ˚C	79,9 GPa	80 MPa	112 MPa
1000 ˚C	59,3 GPa	47 MPa	57 MPa

Tableau 4.3: Paramètres tirés des courbes de traction, pour des vitesses de déformation constantes $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\ s^{-1}$

4.3.1.2 Choix d'une loi élasto-plastique à écrouissage non linéaire

Le choix d'une loi de comportement décrivant fidèlement le comportement d'un matériau sous chargement cyclique repose sur l'identification du type d'écrouissage intervenant lors des chargements de traction-compression.
La légère translation dans l'espace des contraintes apparaissant entre chaque cycle de déformation imposée (voir figure 2.19 page 71) laisse présager de l'existence d'un écrouissage cinématique. En effet, l'amplitude du domaine d'élasticité est quasi constante au fil des cycles, mais la surface de charge se translate dans l'espace des contraintes. Afin de décrire correctement les cycles obtenus expérimentalement après stabilisation, une identification sur une loi de comportement cinématique est alors nécessaire. Cette loi permet de modéliser un comportement correspondant au régime stabilisé.

Le nombre de paramètres à prendre en compte lors de la modélisation du comportement monotone et en sollicitation cyclique dépend du type de loi choisi et des effets à décrire. Code_Aster propose plusieurs modèles de comportement à écrouissage cinématique non linéaire. Parmi ceux-ci, le modèle de Taheri [Tah90] diffère du modèle de plasticité classique par la prise en compte d'un critère de charge supplémentaire permettant de décrire le phénomène de rochet. Les modèles de Chaboche [Cha93] à une ou deux variables cinématiques permettent une description moins sophistiquée du comportement, mais sont bien adaptés aux cas où le nombre de cycles est limité. Les relations de comportement s'appliquant à un matériau subissant des changements de phases métallurgiques ne sont pas exploitées ici, cela ayant été justifié par l'étude de la microstructure du Norem02 au cours du refroidissement. Un modèle monophasique est donc utilisé.

Les lois de comportement peuvent être étendues au domaine des grandes transformations, mais cela nécessite l'introduction d'un terme décrivant une configuration intermédiaire relâchée entre la déformation élastique et la déformation inélastique [JL06] et complique le modèle, car les descriptions d'Euler et Lagrange ne sont plus confondues. Dans le cas qui nous intéresse, les déplacements sont faibles par rapport à la dimension du solide caractérisé, et le gradient des déplacements est petit, donc l'hypothèse des petites perturbations est respectée. Dès lors, une loi de comportement étendue au domaine des grandes transformations n'est pas utile et un modèle à une seule variable cinématique sera suffisant car il n'est pas nécessaire d'élargir la gamme de déformations sur laquelle les essais sont identifiés.

Implémentée dans Aster sous le nom CIN1_CHAB, la loi de comportement viscoplastique de Chaboche avec écrouissage mixte dispose par défaut d'un terme visqueux, qu'il est possible de ne pas prendre en compte dans la modélisation. En supprimant également le terme d'écrouissage isotrope, une loi de type cinématique non linéaire est obtenue. Nous utilisons alors le modèle VMIS_CIN1_CHAB à une variable cinématique.
Le tableau 4.4 représente les paramètres de la loi VMIS_CIN1_CHAB ainsi que leurs unités :

En l'absence de viscosité, certains paramètres sont choisis nuls. De la même façon, aucun écrouissage isotrope n'est intégré dans ce modèle, bien que cette loi offre la possi-

Type	Paramètre	Unité	Signification physique
Élastique	E	Pa	Module d'élasticité
	ν	-	Coefficient de Poisson
	α	-	variable cinématique
Élastoplastique	$R_0(T)$	Pa	Limite d'élasticité
	$C(T)$	Pa	Écrouissage cinématique
	$\gamma(T)$	-	Terme de rappel
	k	-	Termes définissant le
	w	-	module d'écrouissage

Tableau 4.4: Paramètres de la loi de comportement VMIS_CIN1_CHAB

bilité de cette façon de définir un écrouissage mixte.

La décomposition de la contrainte σ donne :

$$\sigma = \sigma^H Id + \tilde{\sigma} \tag{4.9}$$

σ^H étant la partie hydrostatique, et $\tilde{\sigma}$ la partie déviatorique.

La partition des déformations permet d'écrire :

$$\varepsilon = \varepsilon^{th} + \varepsilon^e + \varepsilon^p \tag{4.10}$$

ε^{th}, ε^e, ε^p étant respectivement les déformations thermiques, élastiques, et plastiques.

Les équations d'état du modèle sont :

$$\begin{cases} \sigma^H = \frac{1}{3} tr(\sigma) = K.tr\left(\varepsilon - \varepsilon^{th}\right) \\ \varepsilon^{th} = \alpha\left(T - T^{ref}\right) Id \\ \tilde{\sigma} = \sigma - \sigma^H Id = 2\mu(\tilde{\varepsilon} - \varepsilon^p) \\ R = R(p) \\ X = X(p, \varepsilon^p) \end{cases} \tag{4.11}$$

avec K et μ les modules élastiques de compressibilité et de cisaillement définis par :

$$\begin{cases} K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \\ \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \end{cases} \tag{4.12}$$

Le critère isotrope de plasticité de von Mises, lié à l'énergie élastique de cisaillement, fonction de la partie déviatorique du tenseur des contraintes, s'écrit :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{3}{2}\tilde{\sigma} : \tilde{\sigma}} \tag{4.13}$$

En considérant p la déformation plastique cumulée, et $\dot{p}$ le module de la vitesse de déformation plastique, l'écrouissage cinématique est défini par les équations :

$$\begin{cases} X = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \alpha \\ \dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^p - \gamma \cdot \alpha \cdot \dot{p} \end{cases} \tag{4.14}$$

On retrouve donc bien la formulation de l'écrouissage cinématique non linéaire d'Armstrong Frederik [PA66] :

$$\dot{X} = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \dot{\varepsilon}^p - \gamma \cdot X \cdot \dot{p} \tag{4.15}$$

L'écrouissage cinématique est défini par :

$$X = \frac{2}{3} \cdot C_I(T) \cdot \alpha \cdot \left(1 + (k+1)\, exp^{-W \cdot p}\right) \tag{4.16}$$

avec :

$$\dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^p - \gamma(p) \cdot \alpha \cdot \dot{p} \tag{4.17}$$

L'intégration de la loi de comportement est réalisée numériquement sur un point matériel, plutôt que sur un maillage d'éléments finis, en utilisant la macro-commande **SIMU_POINT_MAT** de Code_Aster. Cela permet de calculer l'évolution du tenseur des contraintes sous déformation imposée, dans le cas des petites déformations, de manière beaucoup plus rapide que par l'utilisation d'un maillage, même réduit à un seul élément. Les éléments nécessaires à l'intégration sont alors le comportement du matériau, l'évolution des contraintes en fonction de la déformation imposée dans la zone plastique du matériau, et la discrétisation en temps.

4.3.2 Résultats d'identification

Les paramètres élastoplastiques du matériau sont identifiés à partir des essais de traction préalablement à l'étape de recalage de la loi de comportement.

La commande Aster **MACR_RECAL** utilise, tout comme la méthode de Fit de Gnuplot, l'algorithme de Levenberg-Marquardt. La différence entre les deux méthodes réside dans le fait qu'ici le but est de déterminer un jeu de paramètres minimisant la différence entre les données expérimentales et le résultat d'un essai simulé utilisant en entrée le jeu de paramètres. L'utilisateur n'a pas à fournir de type de courbe. Cette méthode permet de déterminer pour chaque essai simulé le module de Young, tous les paramètres de la loi choisie que l'on souhaite intégrer à la modélisation (voir tableau 4.4 page 119). Ainsi, les valeurs du module d'élasticité sont celles présentées dans le tableau 4.3 page 117. Le coefficient de Poisson est pris constant égal à 0,3, qui correspond à la valeur moyenne pour un acier inoxydable 316L, dont la composition est proche de celle du Norem02.

Les courbes de traction simulées à partir des paramètres identifiés [1] sont représentées figure 4.9 en parallèle des courbes de traction expérimentales.

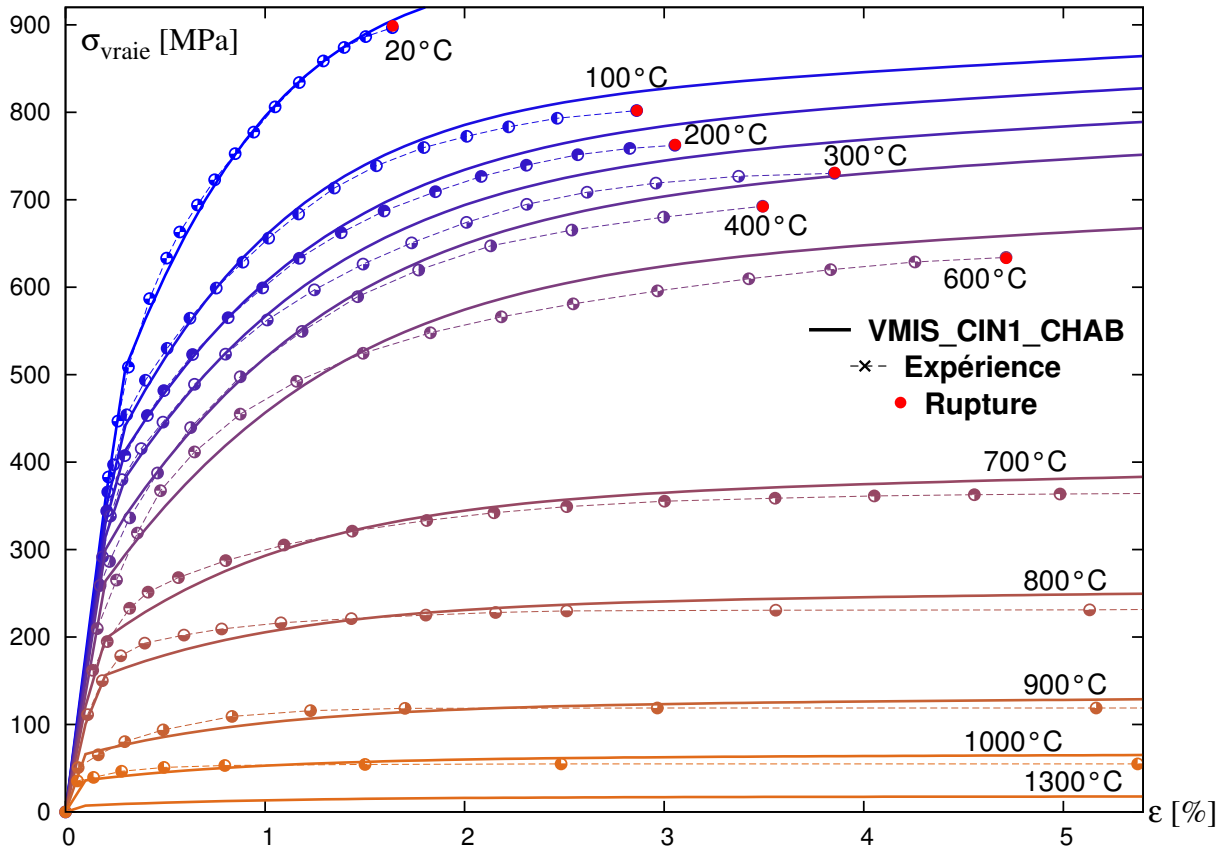


FIGURE 4.9: Courbes rationnelles de traction du Norem02 à déformation imposée et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$ de 20°C à 1300°C - Comparaison des résultats expérimentaux et du modèle.

Température [°C]	R_0 (Pa)	k	w	γ	C (Pa)	E (Pa)
20	4,931 e8	30,15	-2,80	211,23	3,145 e9	1,788 e11
100	4,161 e8	28,62	-2,79	160,37	2,202 e9	1,727 e11
200	3,899 e8	27,50	-2,77	133,07	1,861 e9	1,651 e11
300	3,561 e8	26,98	-2,75	128,60	1,817 e9	1,576 e11
400	3,063 e8	26,80	-2,70	122,04	1,791 e9	1,500 e11
600	2,623 e8	24,72	-2,65	120,44	1,749 e9	1,348 e11
700	1,910 e8	16,87	-2,55	123,00	1,243 e9	1,209 e11
800	1,521 e8	13,00	-2,50	122,80	0,819 e9	1,111 e11
900	6,501 e7	10,10	-2,45	122,00	0,687 e9	0,799 e11
1000	3,489 e7	7,00	-2,40	121,50	0,470 e9	0,593 e11

Tableau 4.5: Identification des paramètres de la loi de comportement VMIS_CIN1_CHAB

Les valeurs de la limite d'élasticité obtenues par recalage avec une loi à écrouissage non linéaire (R_0 dans le tableau 4.5) sont inférieures aux valeurs entrées comme paramètres pour le recalage. En effet, les valeur d'entrée (tableau 4.3) correspondent à la limite d'élasticité à 0,2% couramment utilisée. Dans le cas d'un écrouissage non linéaire, la limite d'élasticité calculée est la limite de non linéarité contrainte-déformation, ce qui explique que les valeurs obtenues soient inférieures de l'ordre de 20%.

Les intervalles d'identification sont ajustés manuellement pour obtenir des évolutions monotones en fonction de la température. En effet, l'évolution des paramètres est déterminée par identification à des températures fixées arbitrairement. Lors du déroulement du calcul mécanique, l'algorithme de résolution extrapole ces températures afin d'obtenir le jeu de paramètres correspondant à la température locale. L'évolution des paramètres entre les différentes températures où ils ont été identifiés doit être monotone afin que l'approximation faite lors de l'extrapolation soit la plus cohérente possible.

L'évolution des paramètres de la loi en fonction de la température est représentée figure 4.10. Tous les paramètres sont strictement décroissants (en valeur absolue) et tendent vers zéro lorsque la température augmente. Un net changement de pente est observé autour de 700˚C, qui traduit celui déjà observé lors des essais de traction (cf. figure 2.17).

4.3.3 Validation sur essais cycliques de traction-compression

Le recalage de la loi de comportement est effectué à partir des essais de traction uniaxiale. La phase de validation consiste ensuite à vérifier les paramètres identifiés, en se basant sur des essais mécaniques autres que ceux utilisés pour identifier le modèle. Les essais de traction-compression à déformation imposée doivent permettre de valider ces paramètres pour les températures 20˚C, 200˚C et 400˚C. La modélisation du comportement sous chargement cyclique du Norem02 vise à reproduire fidèlement son comportement au cours des essais de soudage multipasses durant lesquels le matériau déposé subi un recuit lors des passes ultérieures. La température alors atteinte par le matériau n'est pas aussi élevée que lors du dépôt de la couche où il y a fusion. Il a donc été jugé inutile de recaler les paramètres identifiés au dessus de 400˚C.
Des essais de traction-compression sous chargements thermomécaniques équivalents aux essais réels sont simulés en utilisant le matériau défini par les caractéristiques thermomécaniques et la loi de comportement précédemment identifiés. La figure 4.11 présente les courbes de traction-compression expérimentales superposées aux courbes simulées dans les mêmes conditions en utilisant la loi de comportement déterminée.

Une saturation de l'écrouissage cinématique intervient lorsque la déformation est importante. Dans le cas du Norem, les déformations sont faibles à basse température, mais la saturation intervient toute de même à plus haute température. La vitesse de saturation de l'écrouissage est définie par le coefficient γ. Cela impose de choisir un γ petit afin de représenter correctement les déformations importantes, et nuit à la qualité de la modélisa-

1. Les données expérimentales ne sont pas accessibles à 1300˚C car cette température est voisine de la température de fusion du Norem02. La courbe simulée à 1300˚C est donc extrapolée à partir des paramètres identifiés pour des températures inférieures.

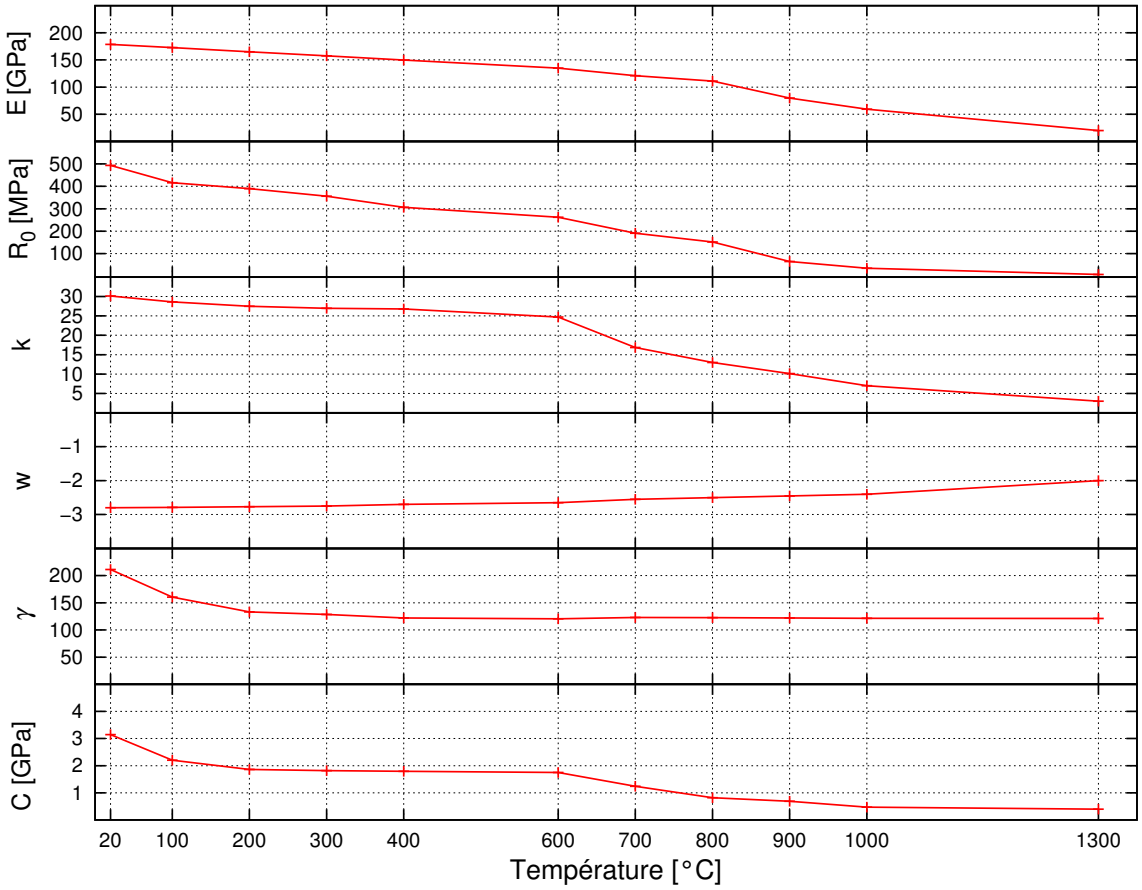


FIGURE 4.10: Évolution des paramètres matériaux en fonction de la température après identification.

tion. On peut cependant estimer que le taux de déformation maximal atteint au cours des essais cycliques (1,5% de déformation à 400˚C) est suffisamment faible pour ne pas atteindre une saturation de l'écrouissage. Dans le cas contraire, il aurait alors été nécessaire d'introduire une seconde variable d'écrouissage pour modéliser les plus grandes déformations, en utilisant pour ce faire le modèle VMIS_CIN2_CHAB. Cependant, la structure étant considérée comme épaisse, les distorsions attendues sont faibles, donc la prise en compte des forts taux de déformation n'est pas indispensable.

4.3.4 Comportement de l'acier 316L

Pour modéliser le comportement du matériau 316L, une loi de comportement simple et couramment utilisée en interne à EDF R&D a été délibérément choisie. Afin de rendre compte des forts taux de déformation atteints au cours du dépôt, le comportement de l'acier 316L est modélisé par une loi de comportement plastique à seuil de von Mises et à écrouissage mixte linéaire (loi de type VMIS_ECMI_LINE dans Code_Aster [Pro09]).

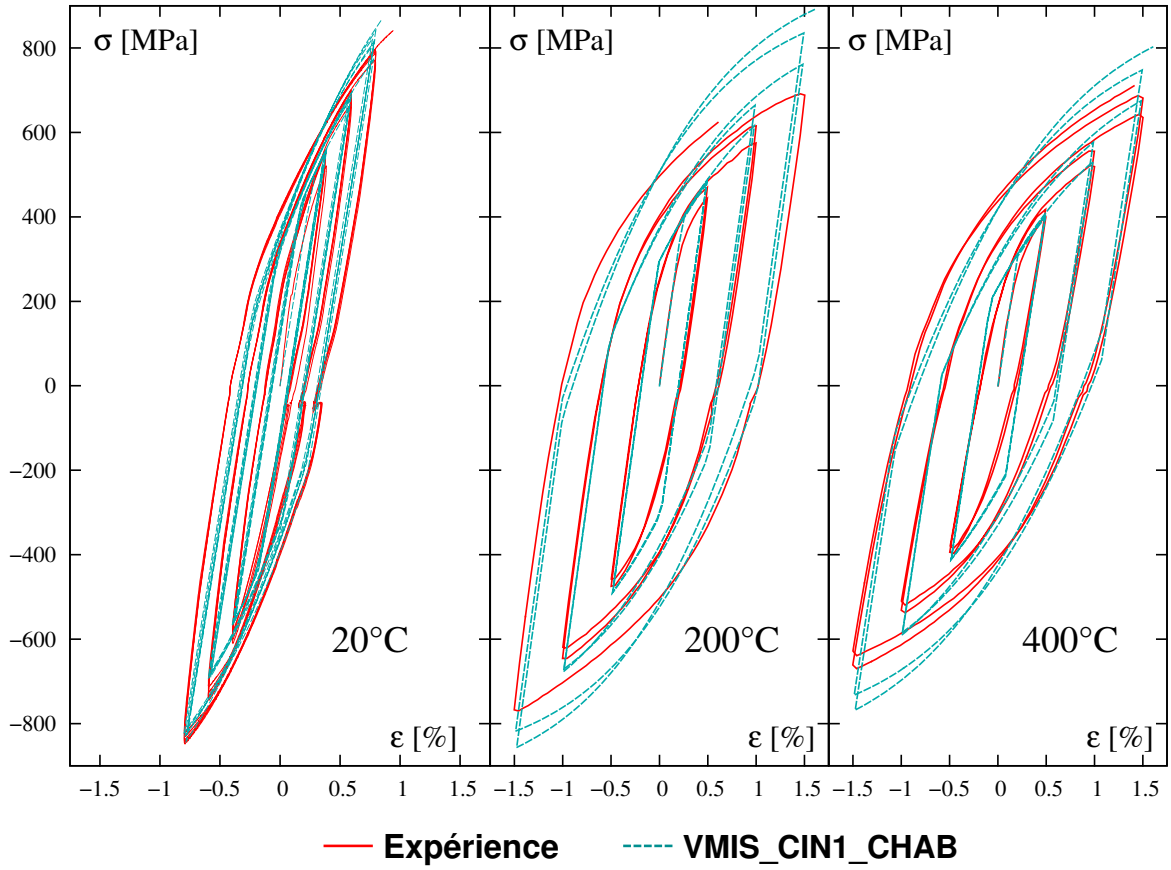


FIGURE 4.11: Courbes cycliques du Norem02 à déformation imposée et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$ à 20°C , 200°C et 400°C. Comparaison des résultats expérimentaux et du modèle.

D'après les travaux sur le soudage multi-passe de l'acier 316L de Cano [Can09], la variation du coefficient de Prager permet de définir un écrouissage isotrope, cinématique ou mixte.

Ce modèle fera intervenir plusieurs propriétés matériaux :

- K et μ sont les modules élastiques de compressibilité et de cisaillement, directement liés au module de Young E et au coefficient de Poisson ν par les formules 4.12.
- α représente le coefficient de dilatation thermique moyen, lui aussi dépendant de la température.
- σ_y et E_t représentent la limite élastique et la pente d'écrouissage, dépendants de la température.
- C représente le coefficient de Prager. Sa valeur est fonction du module d'Young (coefficient directeur de la partie élastique de la courbe contrainte-déformation) et de la pente d'écrouissage (coefficient directeur de la partie plastique de la courbe contrainte-déformation), ce qui le rend dépendant de la température. Un coefficient ξ est introduit de manière à faire intervenir un écrouissage isotrope (lorsque $\xi = 0$),

cinématique (lorsque $\xi = 1$), ou mixte (lorsque $0 < \xi < 1$).

$$C = \xi \cdot \frac{2}{3} \cdot \frac{E \cdot E_t}{E - E_t} \tag{4.18}$$

Tous ces paramètres dépendent de la température, soit directement, soit du fait de leur dépendance au module d'Young. Les caractéristiques mécaniques du 316L sont issues d'études précédemment menées à EDF R&D [DC04]. Elles sont données dans le tableau 4.6.

Temp. (°C)	E (GPa)	α ($10^{-6}K^{-1}$)	σ_y MPa	E_t MPa	Temp. (°C)	E (GPa)	α ($10^{-6}K^{-1}$)	σ_y MPa	E_t MPa
20	197,0	15,54	260	1800	550	155,5			
50	195,0	15,72			600	151,5	18,4	123,5	
100	191,5	16,00	206		700	142,5	18,7	116	
150	187,5	16,30			800	130,0	19	106	1790
200	184,0	16,60	173		900	108,0	19,2	88	
250	180,0	16,86			1000	81,5	19,4	60	1300
300	176,5	17,10	155		1100	32,0		35	725
350	172,0	17,36			1200	10,0		16	150
400	168,0	17,60	140		1300		19,6	10	10
450	164,0	17,82			1400				
500	160,0	18,0	130		≥ 1600	10,0	19,7	10	10

Tableau 4.6: Caractéristiques mécaniques du 316L [DC04].
Le coefficient de Poisson ν est pris égal à 0,3.

4.4 Conclusions

Ce chapitre s'articule autour de l'identification d'un modèle de chargement thermique représentatif du soudage PTA, et de l'identification du comportement mécanique du matériau d'apport Norem02.

Dans un premier temps, la modélisation du problème thermique et l'identification de ses paramètres par méthode inverse a permis de dégager les valeurs des coefficients du terme source et des conditions aux limites en thermique. La comparaison des relevés expérimentaux de température avec les valeurs calculées sur un cas différent de celui utilisé pour l'identification permet de valider les choix concernant la géométrie et les paramètres de la source de chaleur.

Nous avons également au cours de ce chapitre identifié une loi de comportement du Norem02 pour le dépôt PTA. Les essais cycliques et de traction à différentes vitesses montrent une faible dépendance du comportement mécanique à la vitesse de déformation. Nous pouvons donc nous affranchir d'un terme décrivant les effets visqueux, ce qui

conduit à l'utilisation d'un modèle de comportement élasto-plastique. Une loi d'écrouissage cinématique non linéaire de type Chaboche est identifiée à partir d'essais de traction uniaxiaux, et ce sur la plus grande partie de la plage de température du procédé. Lors de chargements alternés en traction-compression à plusieurs températures, le modèle montre une bonne corrélation avec l'expérience, ce qui valide l'identification réalisée.

Chapitre 5

Confrontation expérimentation - simulation

Sommaire

5.1 Introduction 128
5.2 Mise en place des calculs thermo-mécanique chainés de dépôt multipasses 128
5.2.1 Conditions aux limites en mécanique 129
5.2.2 Gestion de l'ajout de matière 131
5.3 Analyse comparative des résultats expérimentaux et numériques 132
5.3.1 Températures 132
5.3.2 Déplacements et déformations 135
5.3.3 Contraintes résiduelles 148
5.4 Conclusions 158

5.1 Introduction

Le chaînage des calculs thermique puis mécanique dans Code_Aster permet de dissocier totalement les deux études. Ainsi, le calcul thermique a permis de déterminer la réponse thermique du système. Il en ressort un champ de température calculé à l'issue de l'opération de dépôt. La projection de ce champ aux nœuds sur un maillage mécanique différent du maillage thermique permet de chaîner les calculs en réduisant le temps de résolution.

Dans Code_Aster, il est préconisé d'utiliser lors du calcul mécanique des éléments d'ordre plus élevé que lors du calcul thermique [MP09]. En thermique, on utilise des éléments linéaires afin d'éviter les overshoots. La simple conversion du maillage thermique à éléments linéaires, en maillage à éléments quadratiques, aboutirait à un maillage comportant un nombre de nœuds très élevé. En différenciant les deux maillages, le maillage mécanique n'est raffiné que dans les zones où l'impact du chargement thermique sur la réponse mécanique est le plus important, d'où une réduction importante du temps de résolution du problème mécanique.

Les deux maillages, mécanique et thermique, sont construits à partir d'une même géométrie. On utilise des éléments hexaédriques. Dans les deux cas, le raffinement est important dans le cordon de soudure et dans sa proximité, car ce sont les zones où les gradients de température et les contraintes résiduelles engendrées sont les plus élevés. Le nombre de nœuds choisi est un compromis entre la précision de calcul recherchée et les capacités de calcul d'une machine de bureau. Les scripts de construction des maillages ont été réalisés à l'aide de Salome-Meca [1].

5.2 Mise en place des calculs thermo-mécanique chainés de dépôt multipasses

Quatre cas de calcul sont présentés dans cette section. Pour chacun, les résultats mettent en parallèle les données issues du calcul et celles issues de l'expérience. Les deux premiers cas correspondent à un dépôt rectiligne de Norem02 sur une plaque en acier 316L, en 1 passe (cas RECT1) et en 2 passes déposées dans le même sens (RECT2). Les deux autres cas correspondent à un dépôt circulaire de Norem02 sur une disque en acier 316L, en 1 passe (cas AXI1) et en 2 passes enchaînées sans temps de pause (AXI2).

Le chaînage des calculs impose de procéder au calcul thermique avant le calcul mécanique. Cependant, la quasi-totalité du temps de calcul global est consommée au cours du calcul mécanique.

Les maillages utilisés pour chaque étude présentent un nombre de nœuds supérieur dans le cas des disques, alors que les dimensions des pièces et des cordons sont relativement proches de celles des plaques. Ceci est dû au fait que dans le cas d'une plaque droite, le plan de symétrie de la plaque, passant par le centre du cordon, est utilisé afin de réduire

1. Salome-Meca est un logiciel de prétraitement de CAO et de maillage fonctionnant en langage Python et inter-opérant avec le code de calcul Code_Aster.

le nombre de nœuds est donc le temps de calcul. Dans le cas du disque, la seule symétrie envisageable est la symétrie de révolution autour de l'axe vertical du disque. L'utilisation de cette symétrie peut se faire de façon globale en considérant une section du disque, ou en considérant une portion de disque. Cela suppose implicitement que le trajet de la source est identique en tout point du cordon ou dans toute section obtenue par symétrie. Cela revient donc à imposer un flux d'énergie constant dans tout le cordon, en ne tenant pas compte de l'aspect très localisé de la source de chaleur. De précédents travaux [Jia08] ont montré que la prise en compte de la symétrie de révolution ne permettait pas une estimation correcte des contraintes en fin de dépot, car le chargement réel ne respecte pas l'axi-symétrie de la pièce. Cela pose de plus le problème de la non description du phénomène de recouvrement, puisqu'aucune distinction n'est faite entre le début et la fin du cordon.

La figure 5.1 présente les vues en perspectives et en coupe des quatre maillages à éléments linéaires utilisés lors des quatre calculs thermiques.

Les tailles de maillage (nombre de nœuds pour les maillages thermiques consitués d'éléments héxaédriques linéaires, et mécaniques constitués d'éléments héxaédriques quadratiques) et les temps de calculs [2] sont donnés pour chaque cas dans le tableau 5.1.

Cas	Nombre de passes	Type de modélisation	Nb. nœuds		Temps CPU	
			thermique	mécanique	thermique	mécanique
RECT 1	1	3D	66837	61831	4h03min	40h56min
RECT 2	2	3D	79417	79362	5h56min	139h32min
AXI 1	1	3D	71880	70128	3h41min	50h15min
AXI 2	2	3D	84480	83920	4h15min	122h39min

Tableau 5.1: Synthèse des calculs effectués.

5.2.1 Conditions aux limites en mécanique

La solution de l'équation d'équilibre définie en 1.29 page 35 doit vérifier les conditions aux limites en termes de forces et déplacements. Ces conditions sont imposées dans la modélisation mécanique de manière à reproduire de la manière la plus fidèle possible les conditions aux limites expérimentales. Cette étape est cruciale dans la simulation numérique du procédé de dépôt, car elle peut être une source importante d'erreur si les simplifications faites dans la modélisation des conditions aux limites expérimentales sont trop importantes, et inversement elles peuvent alourdir considérablement le temps de calcul. Cependant, un changement même faible des conditions aux limites peut avoir un effet

2. Les temps de calcul donnés correspondent à l'exécution des calculs thermiques puis mécaniques sur un ordinateur portable cadencé à 2,4 Ghz avec 6 Go de mémoire RAM allouée.

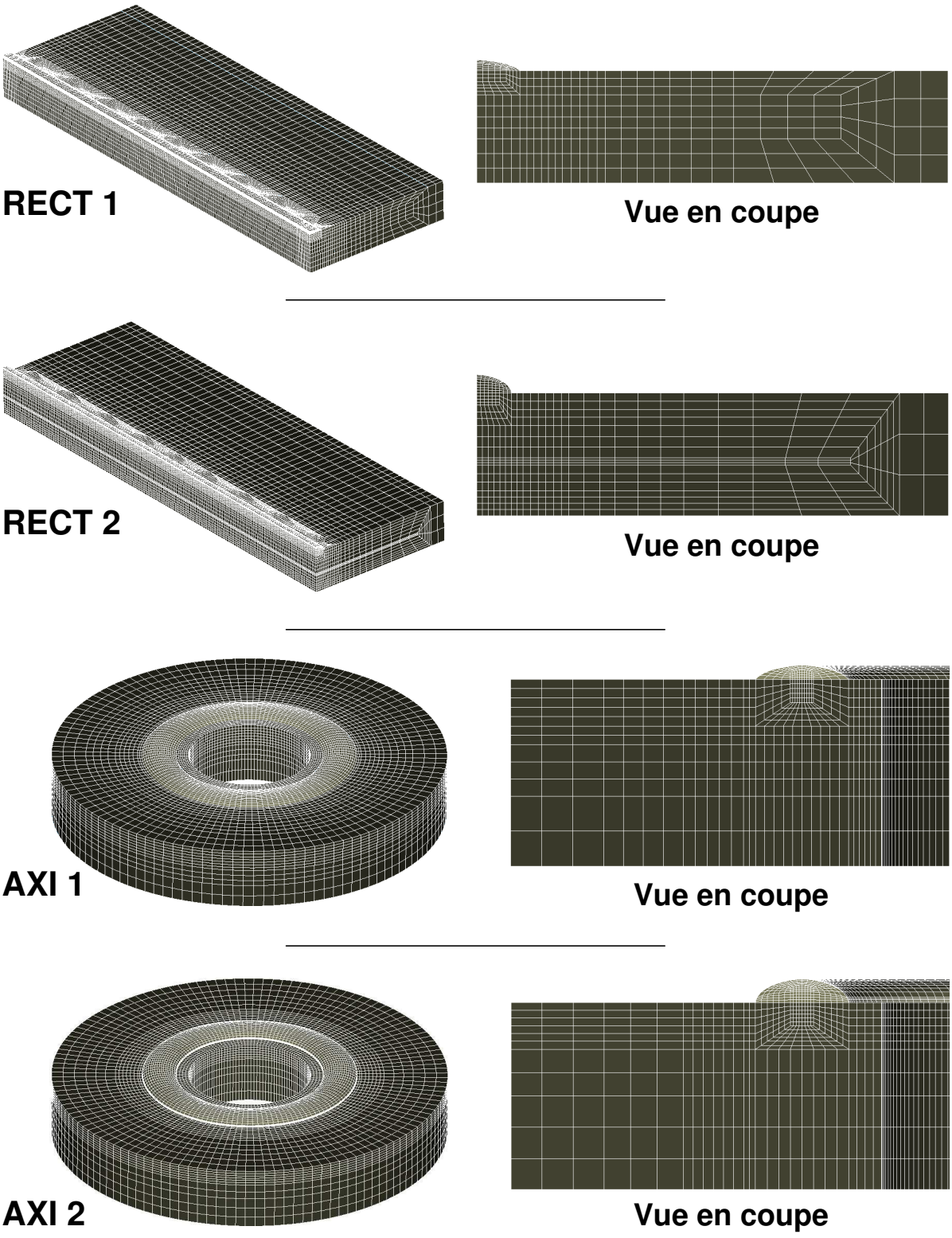


FIGURE 5.1: Maillages linéaires pour les calculs thermiques RECT 1, RECT 2, AXI 1 et AXI 2.

important sur la réponse mécanique. Une attention particulière doit donc être portée au choix de conditions aux limites les plus simples possible, et ce dès la mise en place des essais. Par exemple, dans le cas d'une plaque reposant sur un banc de soudage, on préfèrera, dans la mesure du possible, réaliser un appui plan en utilisant trois appuis ponctuels, plutôt qu'un appui plan sur plan. L'hypothèse simplificatrice est alors de considérer les liaisons sphères-plan comme des liaisons ponctuelles, au lieu de considérer le contact plan/plan comme parfait, ce qui diminue grandement l'erreur commise.

5.2.2 Gestion de l'ajout de matière

La modélisation d'un dépôt multipasses impose la prise en compte séparée des cordons déposés successivement. Le champ de température issu du calcul thermique étant utilisé lors du calcul mécanique, il est nécessaire de gérer l'ajout de matière dans les deux cas.

Lors du dépôt PTA, l'ajout de matière se fait par fusion du métal d'apport lors de son passage dans le plasma. La modélisation du couplage entre l'arc, la poudre d'apport, les gouttes et le bain de fusion permet de prendre en compte les transferts de masse ayant lieu au cours du procédé. Néanmoins, ces modèles font intervenir une échelle plus petite que celle de la structure et alourdissent donc inutilement la modélisation dans le cadre de l'analyse des contraintes et distorsions. L'ajout de matière n'est pas traité ici dans le but de traiter ces échanges, mais dans celui de permettre l'application de conditions aux limites en thermique et en mécanique prenant en compte la géométrie réelle de la structure.

Plusieurs approches sont classiquement utilisées afin de gérer cet ajout de matière. Nous citerons d'abord les méthodes de déplacement d'éléments et de naissance d'éléments [FYW03], où les éléments constitutifs du bain de fusion sont d'abord désactivés, puis réactivés au fur et à mesure de l'avancée de la source. Ensuite, les méthodes d'éléments fictifs, où tous les éléments constitutifs des cordons déposés sont présents dans le maillage en début de calcul, mais on leur affecte des caractéristiques thermiques et mécaniques fictives, si bien qu'ils n'affectent pas la structure environnante. Lorsqu'ils atteignent la température de fusion, des caractéristiques mécaniques réelles leur sont imposées.

La méthode employée ici est une simplification de la méthode par éléments fictifs décrite ci-dessus. Tous les éléments correspondants à la structure en fin de procédé sont présents dans le maillage initial, comme on le voit figure 5.2. L'activation se fait globalement cordon par cordon, plutôt que lorsque la température de fusion est atteinte pour les éléments.

Cette méthode est utilisée lors des calculs thermiques et mécaniques. Lors des calculs thermiques multipasses, le domaine d'application des conditions aux limites varie d'une passe à une autre, puisque les échanges thermiques vers l'extérieur (convection naturelle et rayonnement) sont appliqués sur la surface libre de la structure.

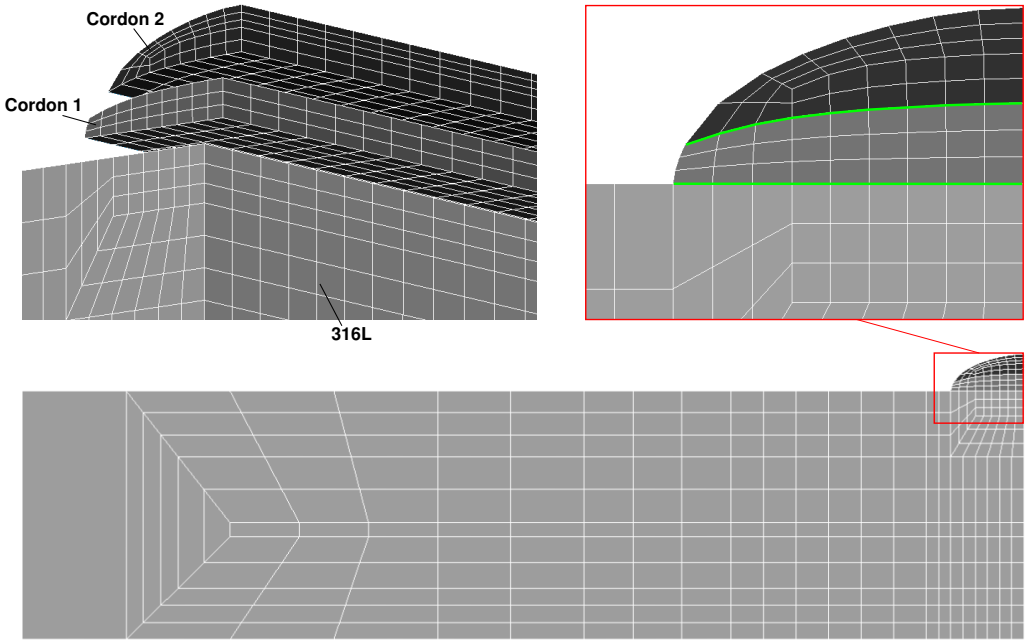


FIGURE 5.2: Prémaillage du cordon (2 passes)

5.3 Analyse comparative des résultats expérimentaux et numériques

5.3.1 Températures

Les paramètres utilisés pour caler les courbes sur les mesures relatives aux cycles réels sont très proches de la réalité. Dans chaque cas, la température de début d'essai (qui correspond à la température après préchauffage, installation de la plaque sur son support et instrumentation) utilisée comme condition initiale dans le calcul thermique est la valeur moyennée de l'ensemble des températures vues par les thermocouples.

Les figures 5.3 et 5.4 présentent les températures mesurées au cours de l'expérience par les thermocouples et calculées en ces mêmes points, pour les cas multipasses RECT2 et AXI2. Les comparaisons des températures pour les cas RECT1 (utilisé pour le recalage de la source de chaleur) et AXI1 (utilisé pour valider le recalage effectué) ont été présentées figure 4.6 et 4.7 page 116.

Les températures mesurées et calculées sont proches. Les décalages temporels et en températures identifiés sont imputables au manque de précision du positionnement des thermocouples et aux limites de l'identification des paramètres. Les vitesses de montée en température sont dans l'ensemble correctement définies. En revanche, un écart plus important est décelable dans les vitesses de refroidissement depuis la température de pic, puisque la vitesse de refroidissement est plus rapide lors des simulations. Comme il en a été fait état précédemment, cela s'explique par l'identification des coefficients d'échange thermiques par rayonnement (ξ) et par convection (h) sur un intervalle de temps réduit.

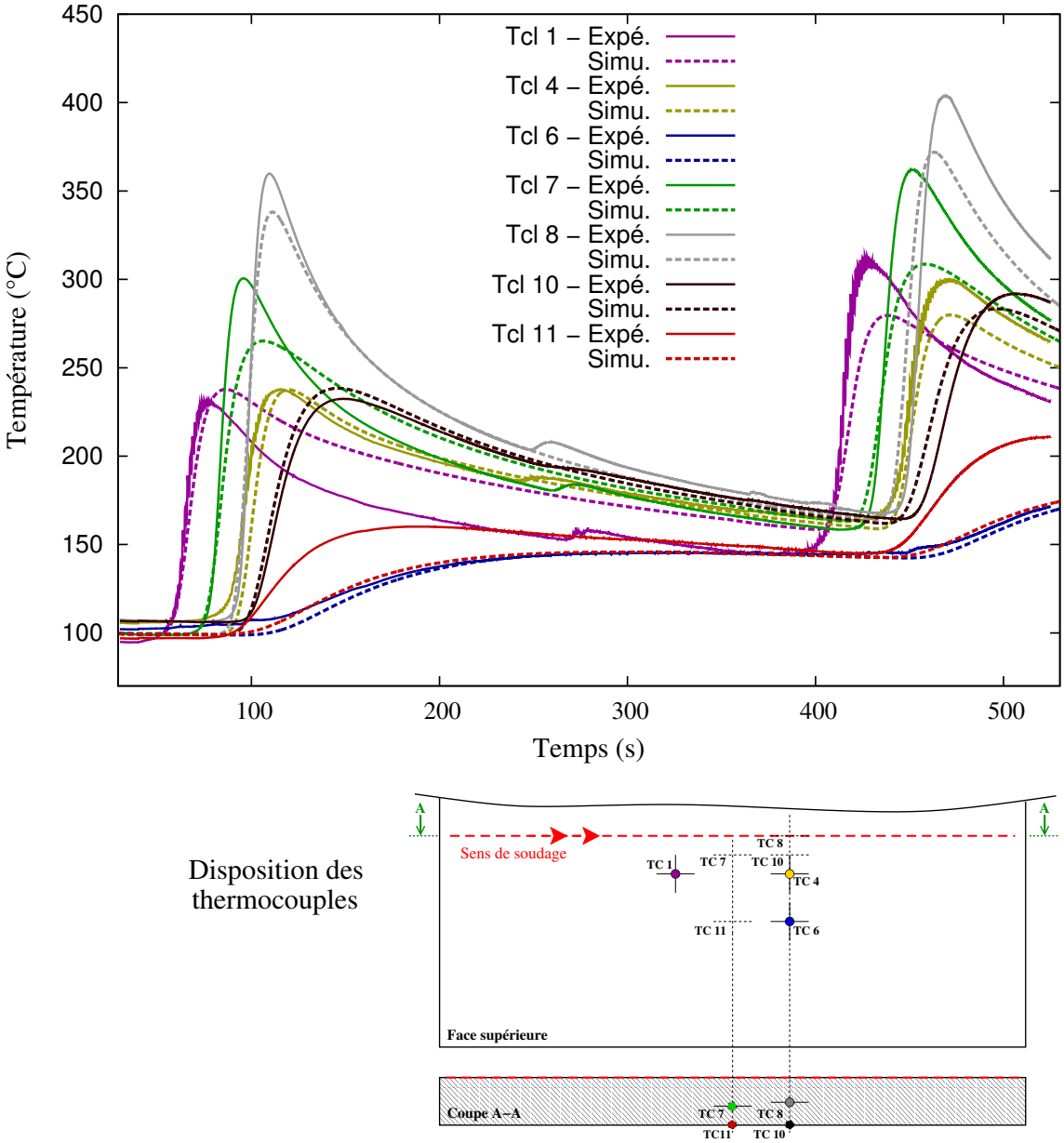


FIGURE 5.3: Comparaison des températures mesurées et calculées pour le cas RECT2

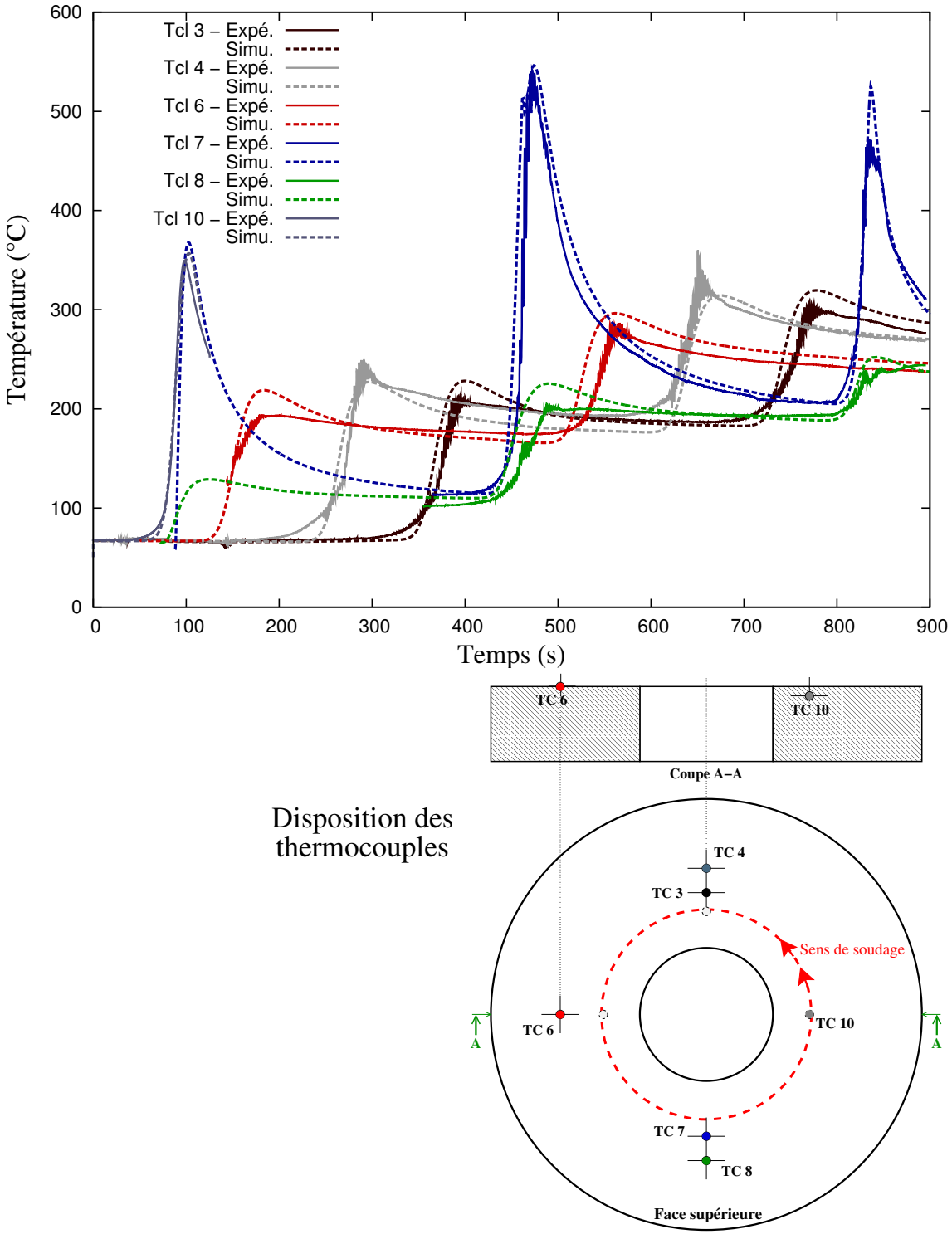


FIGURE 5.4: Comparaison des températures mesurées et calculées pour le cas AXI2

D'autre part, les oscillations de la température vue par certains thermocouples (thermocouples 1 et 4 figure 5.3 et thermocouples 3 à 8 figure 4.7) ne sont pas présentes lors de la simulation. Lors du procédé PTA, la température à l'extrémité de la torche est beaucoup plus élevée que lors des procédés de soudage conventionnels, mais cet élément n'a pas été pris en compte lors du positionnement des thermocouples, qui ont été placés à des distances trop faibles de la torche. Les thermocouples micro-soudés en surface supérieure des plaques sont donc sensibles aux transferts de chaleur par rayonnement du plasma. La figure 5.5 permet de se rendre compte que la fréquence de ces oscillations vaut exactement la fréquence de balayage de la torche de plasma, confirmant ainsi qu'aux distances de la torche où sont disposés les thermocouples, le plasma a une contribution non négligeable sur les températures mesurées. Comme nous l'avons évoqué au chapitre précédent, la modélisation présentée ici fait le choix de ne pas modéliser les oscillations de la torche. L'absence d'oscillations sur les courbes de températures simulées est donc un résultat attendu.

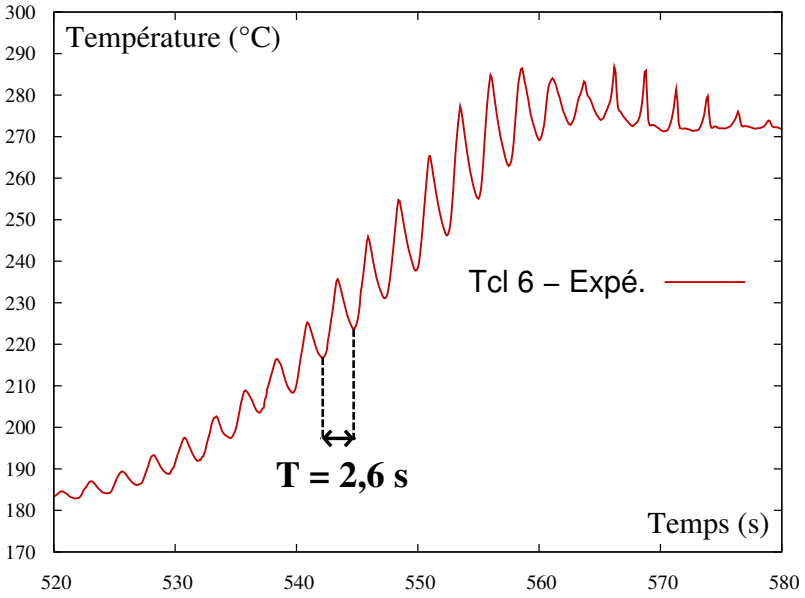


FIGURE 5.5: Oscillations vues par les thermocouples micro-soudés en surface supérieure des pièces - température mesurée par le thermocouple 6, positionné en surface supérieure du disque, lors de l'essai AXI2.

5.3.2 Déplacements et déformations

Durant un cycle de dépôt, le chargement thermique subi par le matériau entraîne des compressions ou des dilatations locales. Elles sont formées lors du passage de la source de chaleur. Les figures 5.6, 5.7 et 5.8 présentent respectivement une comparaison des déplacements mesurés dans les trois directions dans les cas RECT1, RECT2 et AXI1. Ceux-ci sont mesurés expérimentalement par des capteurs LVDT. Les valeurs de déplacements sont calculées en ces mêmes points lors de la simulation. Suivant la disposition des

capteurs, les déplacements sont obtenus par combinaison des valeurs moyennes (Y) ou par différence ($X1$, $X2$, Z).

Pour chaque essai, les tendances concordent entre l'expérience et la simulation. Les valeurs minimales et maximales des déplacements sont sensiblement égales.

Lors des expérimentations, nous avons constaté un défaut de conception des dispositifs expérimentaux. En effet, l'alignement entre le rail du support et la plaque soudée (lors des essais rectilignes) n'est pas respecté, et les axes de rotation de l'ensemble disque et vireur et de révolution des disques ne sont pas confondus (lors des essais circulaires). Une correction de la trajectoire doit être effectuée par l'opérateur en cours de dépôt. Ceci explique les écarts entre les déplacements relevés et simulés.

Les distorsions à l'issue du procédé sont mesurées expérimentalement par corrélation d'images, en soustrayant aux coordonnées finales de chaque point des zones corrélées ses coordonnées initiales. Les figures 5.9, 5.10 et 5.11 comparent les déformées expérimentales et simulées respectivement pour les cas RECT1, AXI1 et AXI2, dans les trois directions de l'espace.

Les déformations résiduelles résultent de la déformation plastique du matériau. La corrélation d'images permet, à partir des champs de déplacement en surface des pièces, d'accéder aux champs de déformations dans trois directions, toujours en surface des pièces.

Une comparaison des champs de déformation expérimentaux et simulés est présentée pour les cas RECT1, RECT2, AXI1 et AXI2, figures 5.12 à 5.15. Les composantes des déformations dans le plan (xz) sont représentées, soit ε_{xx}, ε_{zz} et ε_{xz}. Pour chaque cas, le champ de déformation n'est pas accessible en surface du cordon de Norem02 et dans sa périphérie immédiate, du fait de l'impossibilité de recouvrir de peinture les zones où la température dépasse 600°C. Sur les représentations graphiques, l'échelle des champs de déformation simulés est choisie identique à celle des champs mesurés par stéréocorrélation. Les valeurs extrêmes présentées sur les échelles sont mesurées et simulées dans la zone de corrélation, les valeurs des déformations dans les cordons sont bien entendu largement supérieurs.

D'une manière générale, il y a une bonne concordance entre les distorsions et déformations calculées et expérimentales.

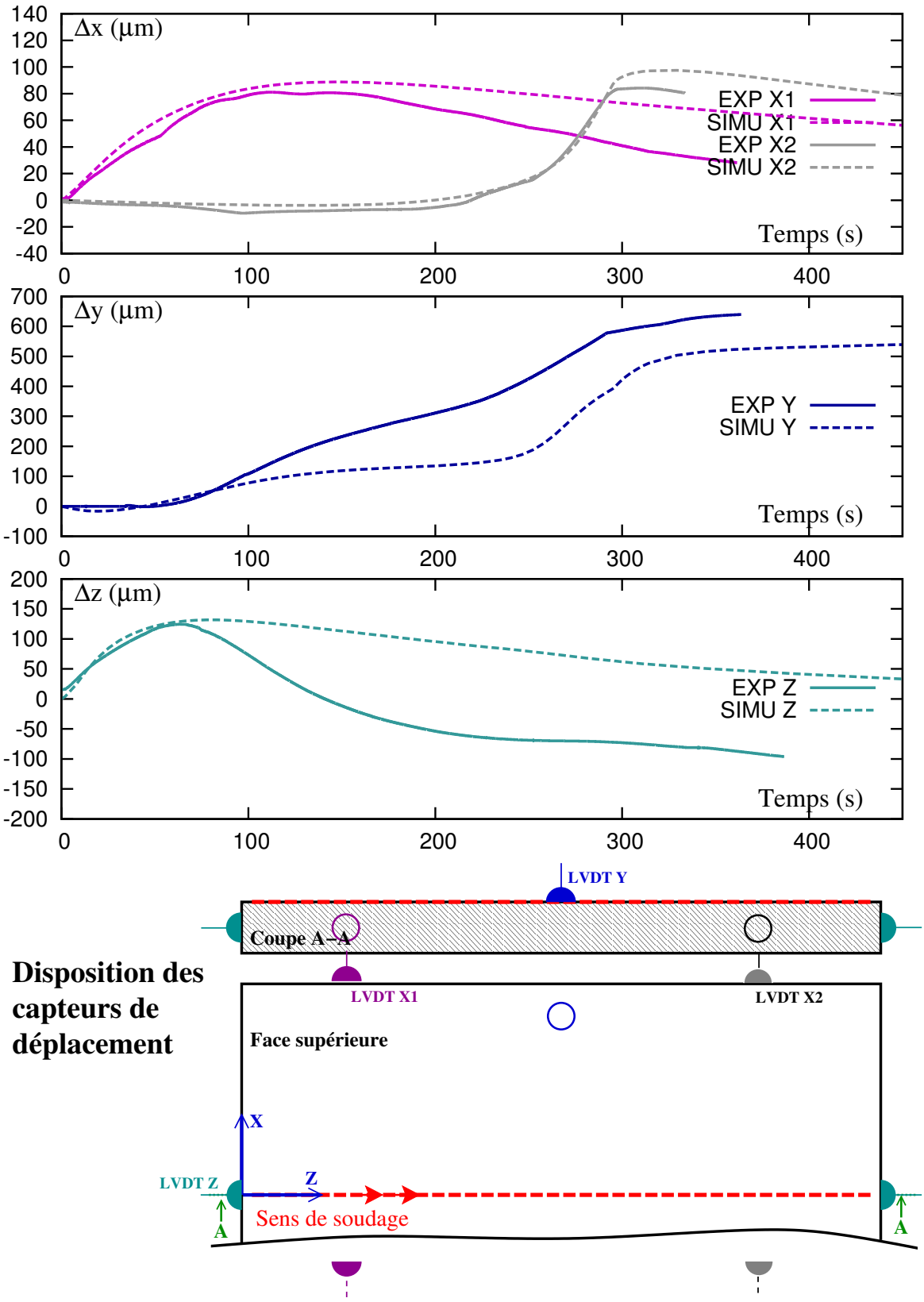


FIGURE 5.6: Cas RECT1 - Comparaison des déplacements relevés et calculés.

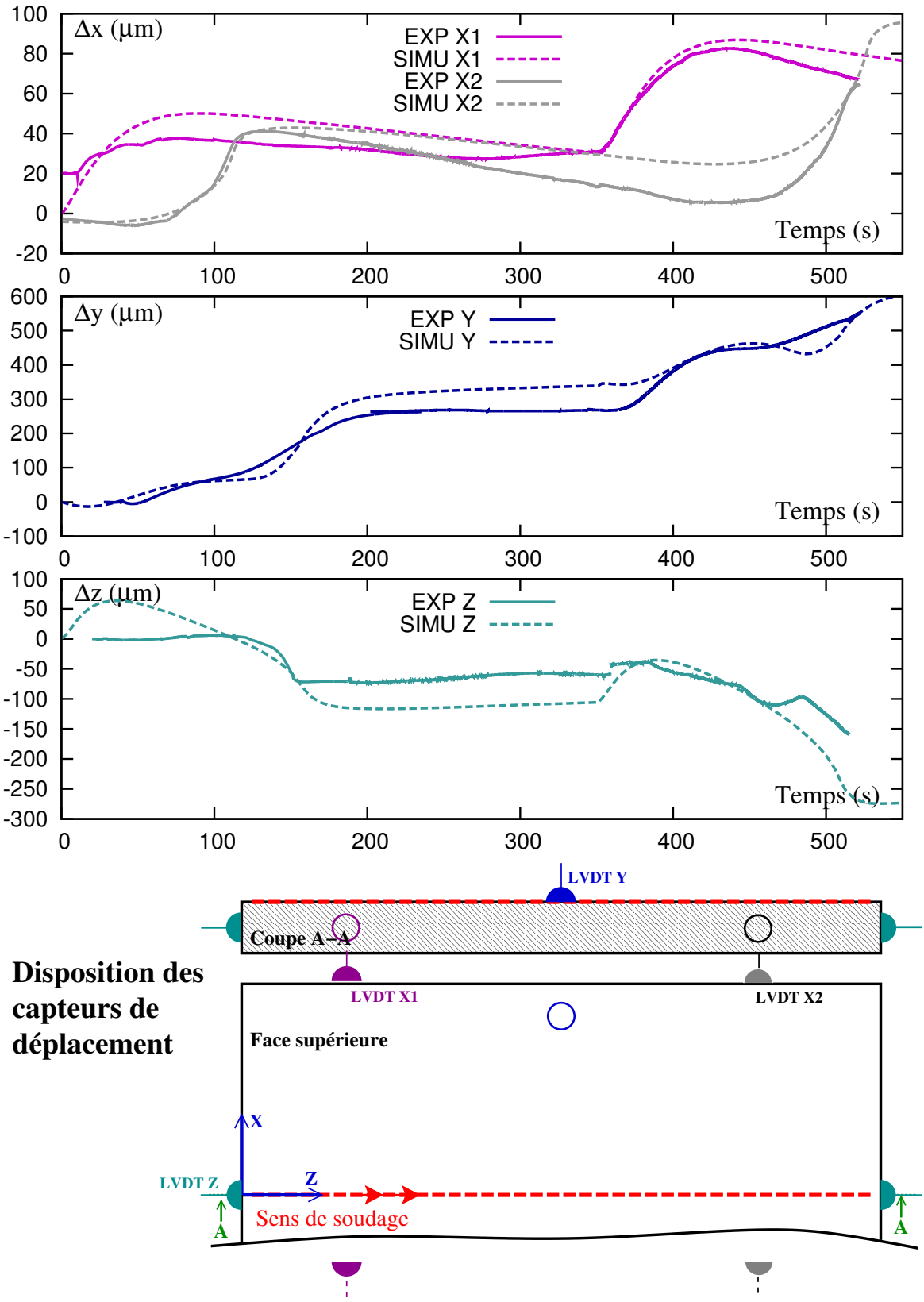


FIGURE 5.7: Cas RECT2 - Comparaison des déplacements relevés et calculés.

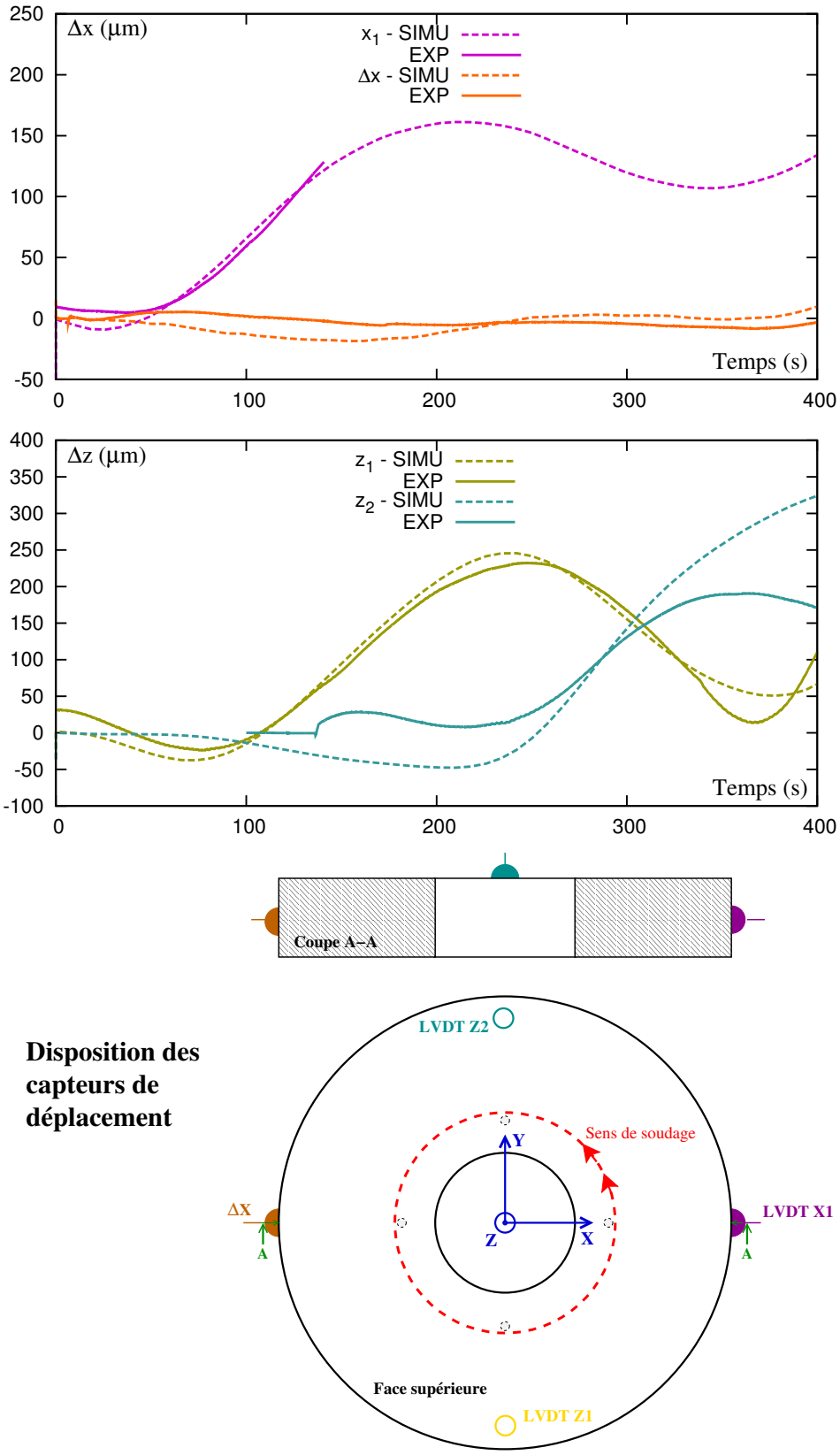


FIGURE 5.8: Cas AXI1 - Comparaison des déplacements relevés et calculés.

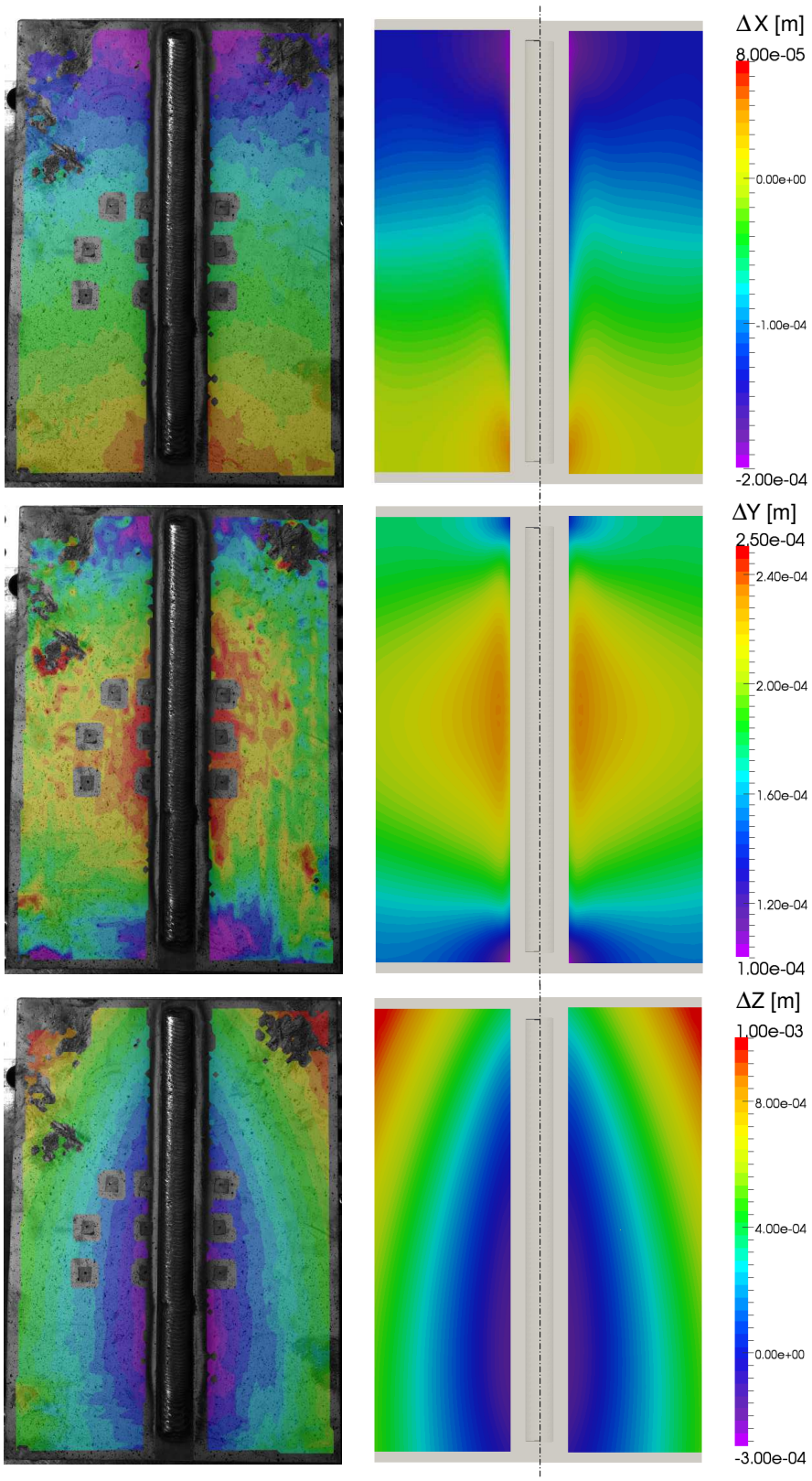


FIGURE 5.9: Cas RECT1 - Comparaison des déplacements calculés et mesurés pour l'expérience et la simulation.

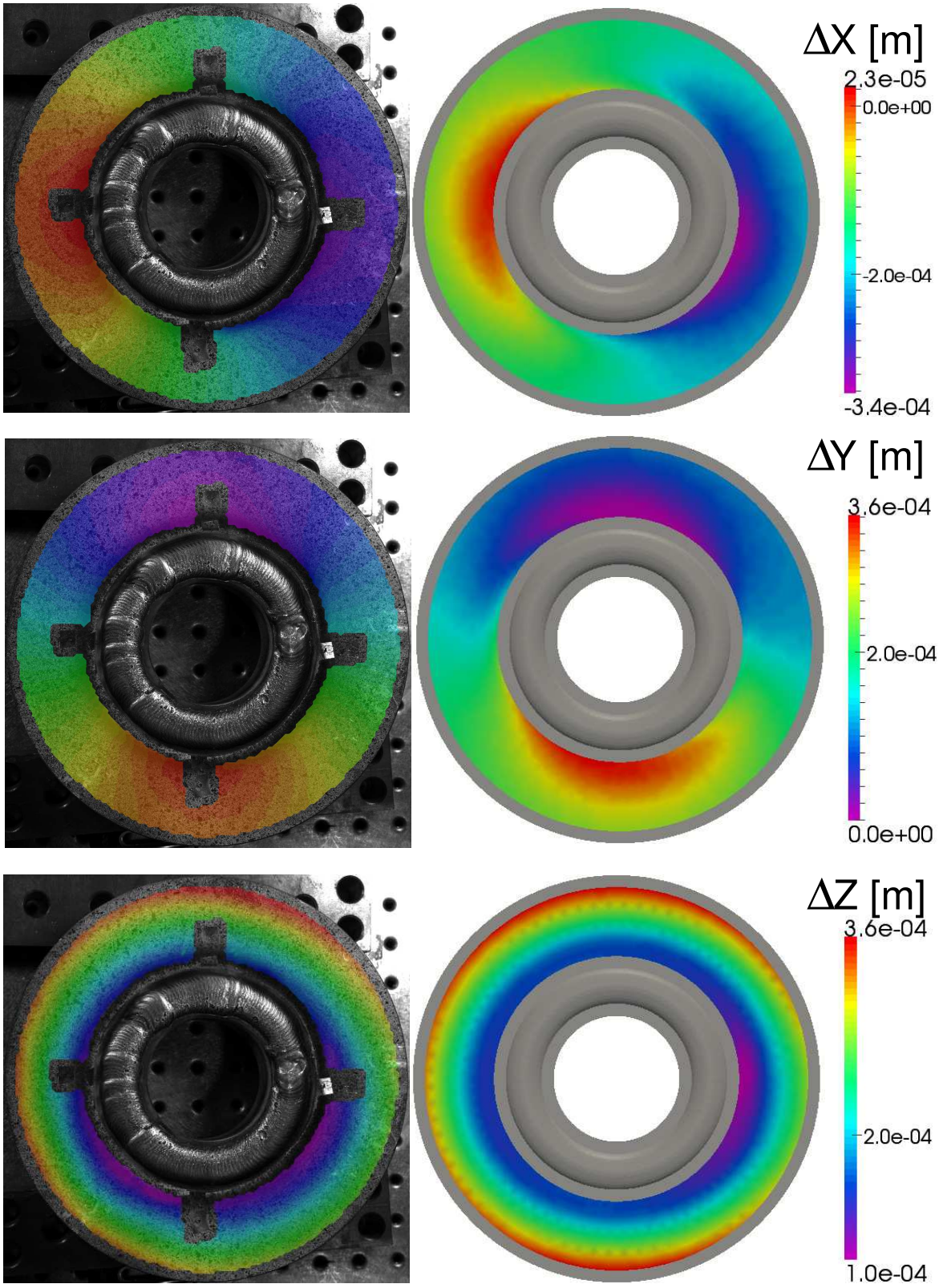


FIGURE 5.10: Cas AXI1 - Comparaison des déplacements calculés et mesurés pour l'expérience et la simulation.

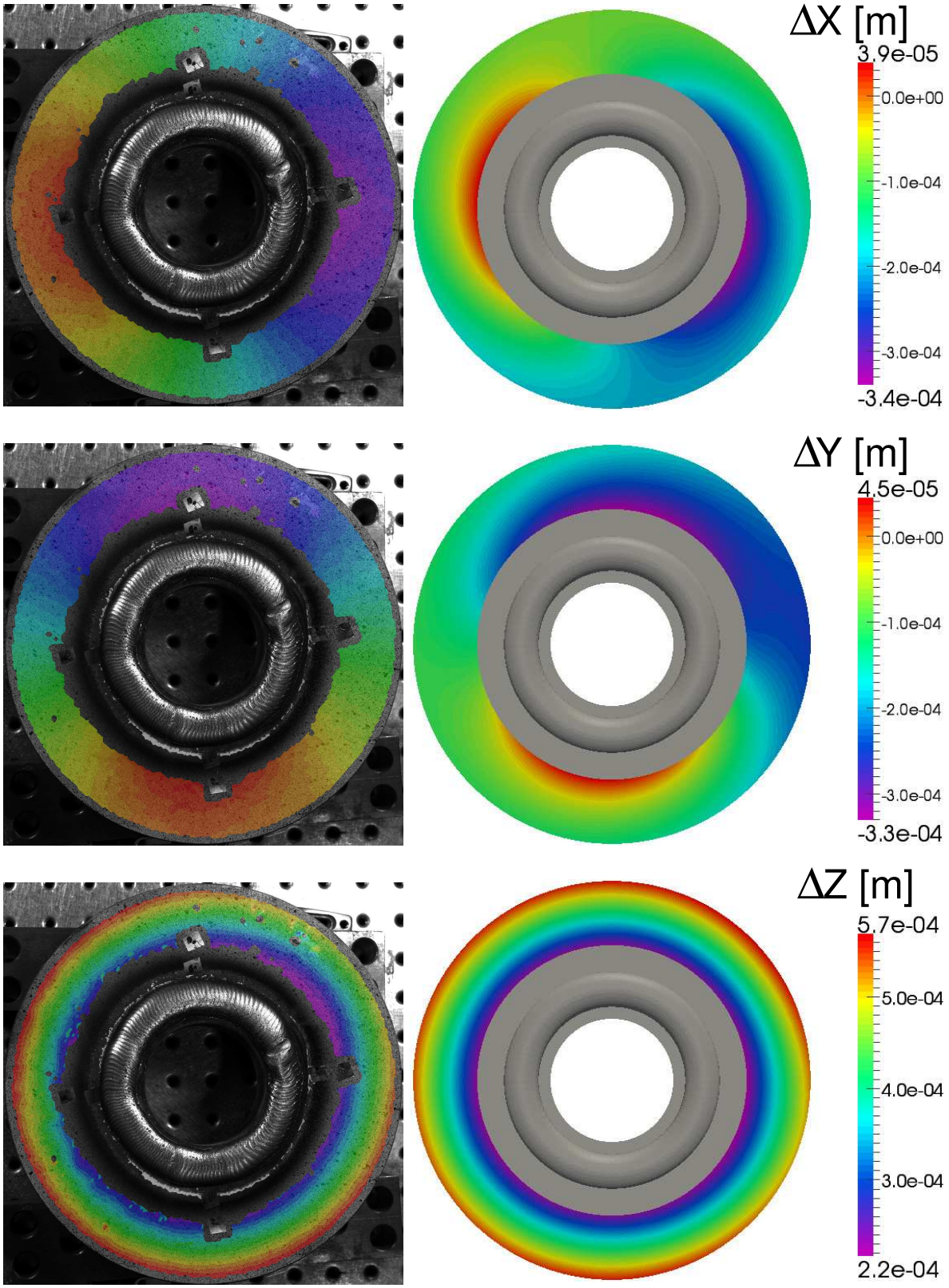


FIGURE 5.11: Cas AXI2 - Comparaison des déplacements calculés et mesurés pour l'expérience et la simulation.

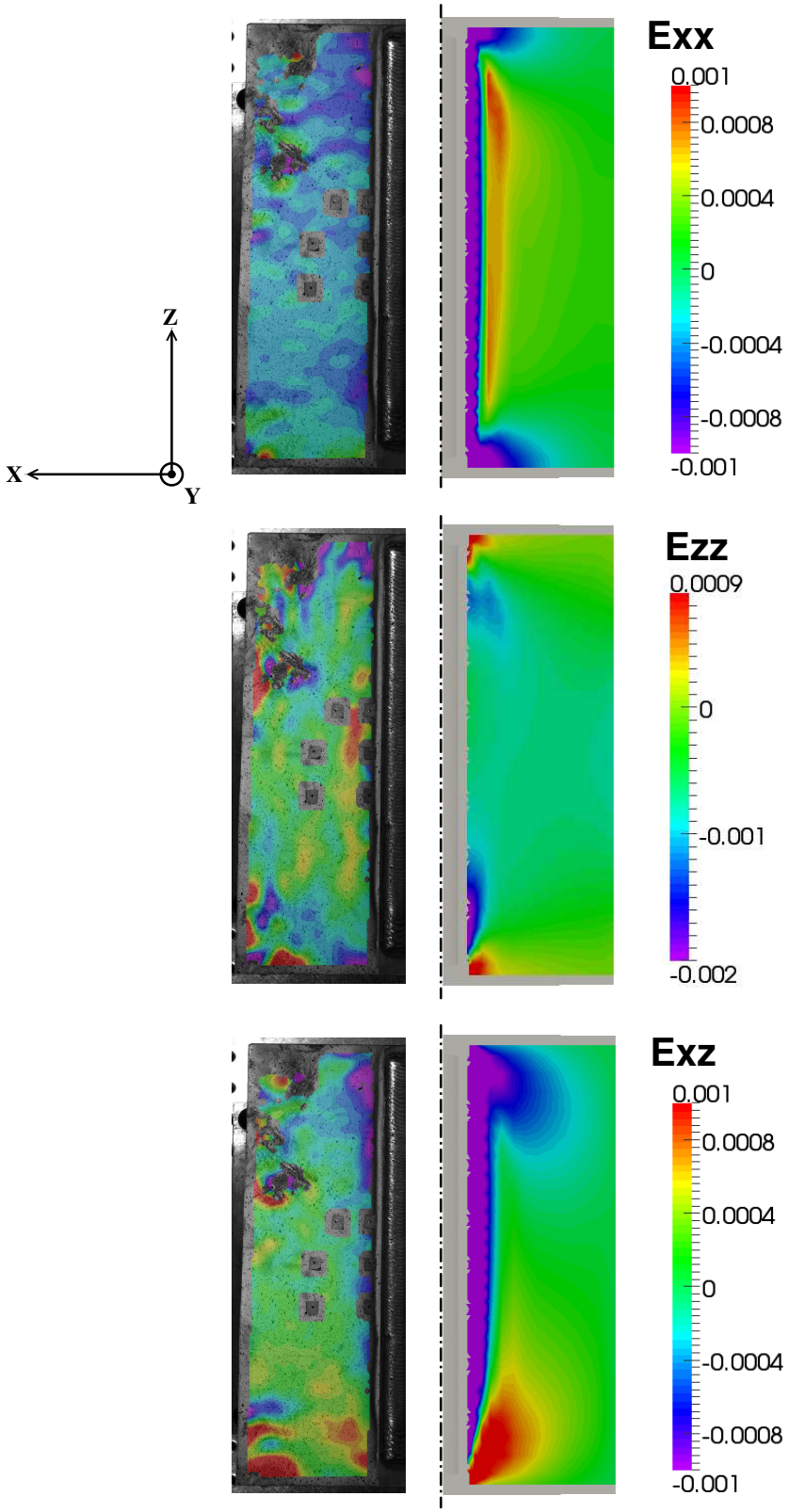


FIGURE 5.12: Cas RECT1 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation.

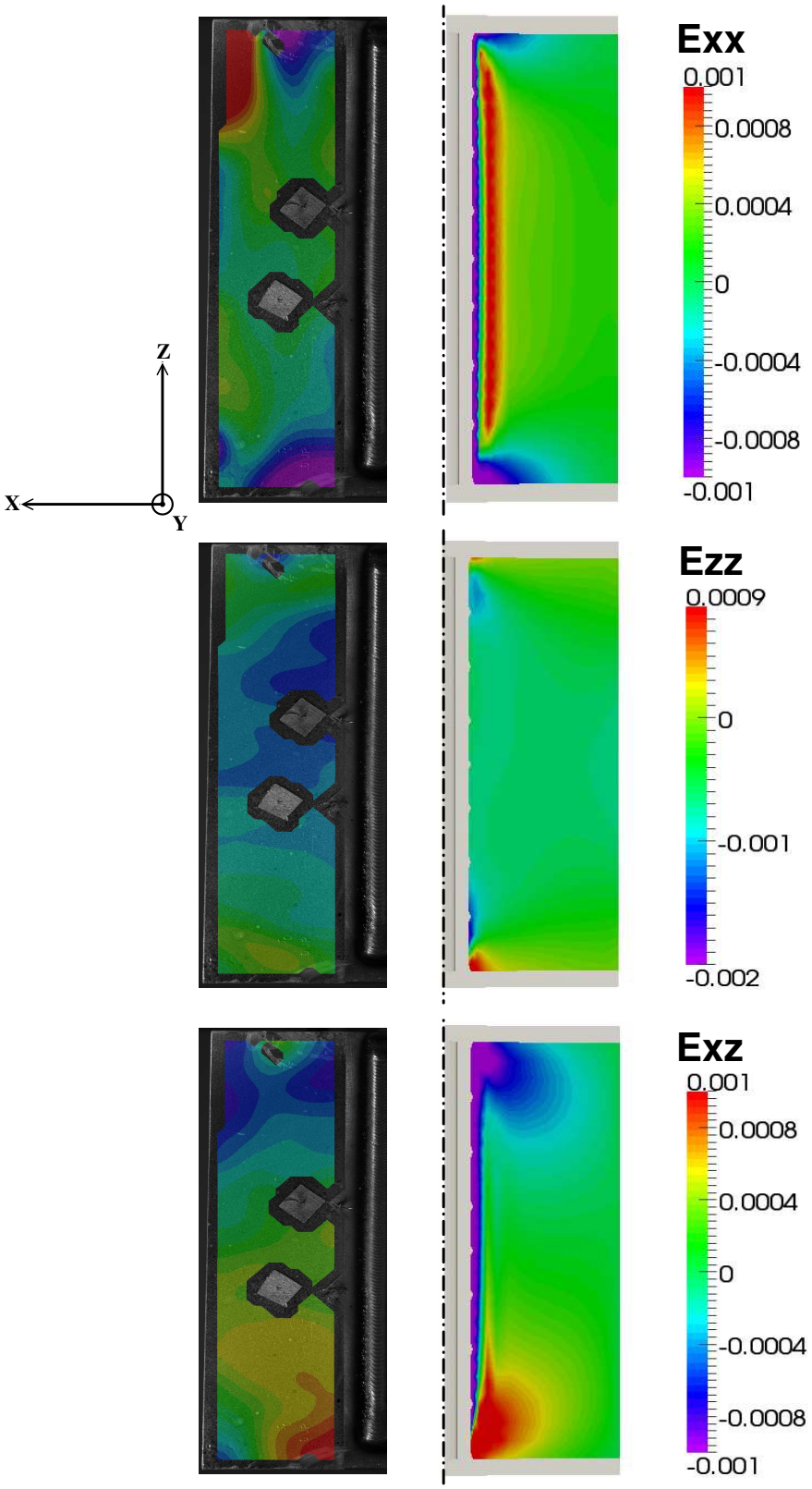


FIGURE 5.13: Cas RECT2 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation.

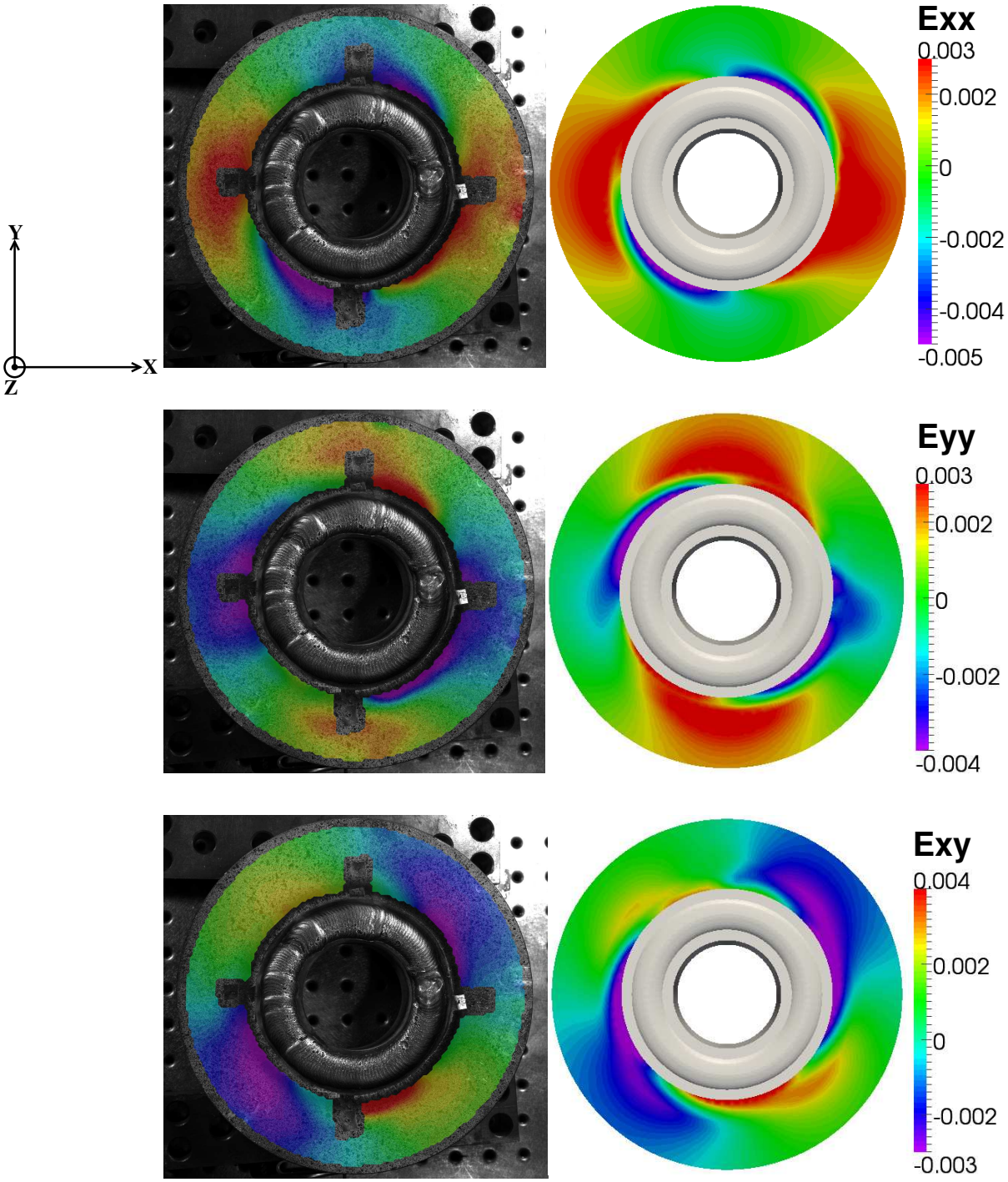


FIGURE 5.14: Cas AXI1 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation.

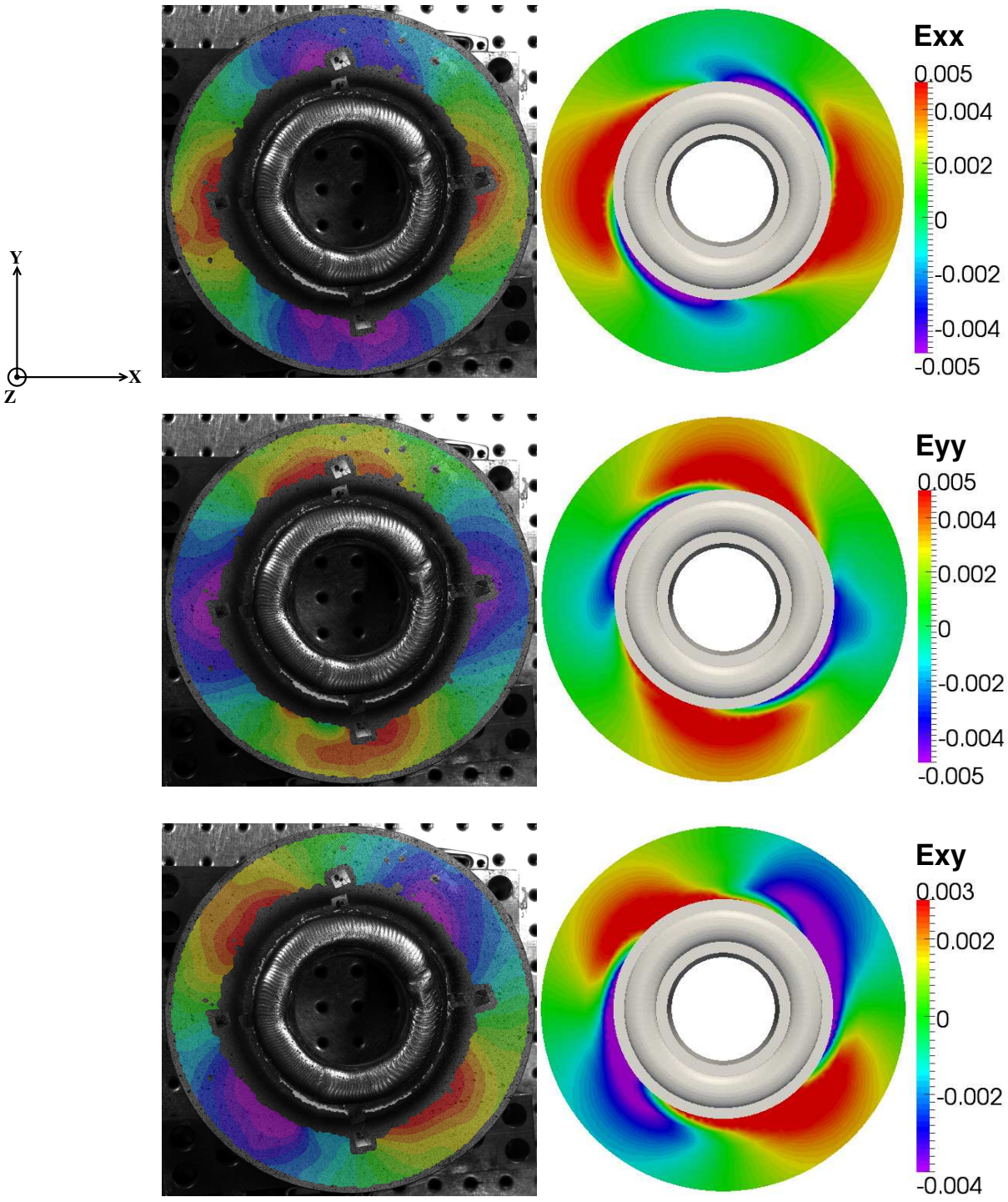


FIGURE 5.15: Cas AXI2 - Comparaison des déformations résiduelles calculées et mesurées pour l'expérience et la simulation.

5.3.3 Contraintes résiduelles

Les champs de contraintes sont calculés à l'issue du refroidissement total des pièces. Ils sont comparés aux champs mesurés expérimentalement par la méthode du trou dans le cordon de Norem02 déposé et dans le métal de base.

Pour chaque cas, le calcul de la pression hydrostatique permet la prise en compte des contraintes biaxiales, et représente un excellent indicateur de l'état de contrainte moyen au point considéré. La pression hydrostatique est définie par l'égalité des trois tensions normales (la tension normale et les deux composantes de cisaillement). Dans un système quelconque, elle vaut alors :

$$\sigma_{hydro} = \frac{1}{3}.Tr(\sigma) \tag{5.1}$$

Elle est reliée au tenseur de contrainte σ par l'intermédiaire de sa partie déviatorique $\tilde{\sigma}$:

$$\tilde{\sigma} = \sigma - \sigma_{hydro} Id \tag{5.2}$$

Pour l'essai RECT1, les contraintes résiduelles sont analysées le long de deux lignes dans la direction Oz, l'une au cœur du cordon dans le métal d'apport, l'autre à une distance de 17 mm du bord du cordon, dans le métal de base. La comparaison entre la simulation et les mesures expérimentales est présentée figure 5.16. Les résultats expérimentaux sont moyennés sur toute la profondeur des trous (1 mm). Les lignes le long desquelles les contraintes sont calculées sont choisies de sorte à intercepter chacun des trous à mi-hauteur. L'erreur commise sur la mesure expérimentale est estimée en comparant la moyenne arithmétique de chaque trou aux valeurs maximales et minimales.

Les états de contraintes sont proches entre les résultats simulés et expérimentaux au sein du Norem02. Des écarts plus importants sont observés dans le 316L, où la simulation a tendance à sous-estimer le niveau de contrainte. Pour illustrer cela, l'erreur maximale commise sur la prédiction de la contrainte de von Mises dans le Norem02 est de 5,4%, tandis qu'elle est de 59% dans le 316L. Une explication à cela vient du procédé d'élaboration des pièces en acier 316L, induisant un état de contraintes initial important en surface qui n'est pas pris en compte dans la modélisation. Nous reviendrons sur ce point lors de l'analyse des contraintes selon la profondeur de perçage.

La même analyse est menée dans le cas des deux dépôts circulaires. Les résultats expérimentaux sont moyennés sur toute la profondeur des trous (1 mm). Les contraintes résiduelles sont cette fois analysées le long d'un profil circulaire situé au cœur du cordon dans le métal d'apport, à une profondeur choisie de sorte à intercepter le centre de chacun des trous expérimentaux. Les figures 5.17 et 5.18 permettent les comparaisons entre l'expérience et la simulation des contraintes radiales (σ_r), circonférentielles (σ_θ), des

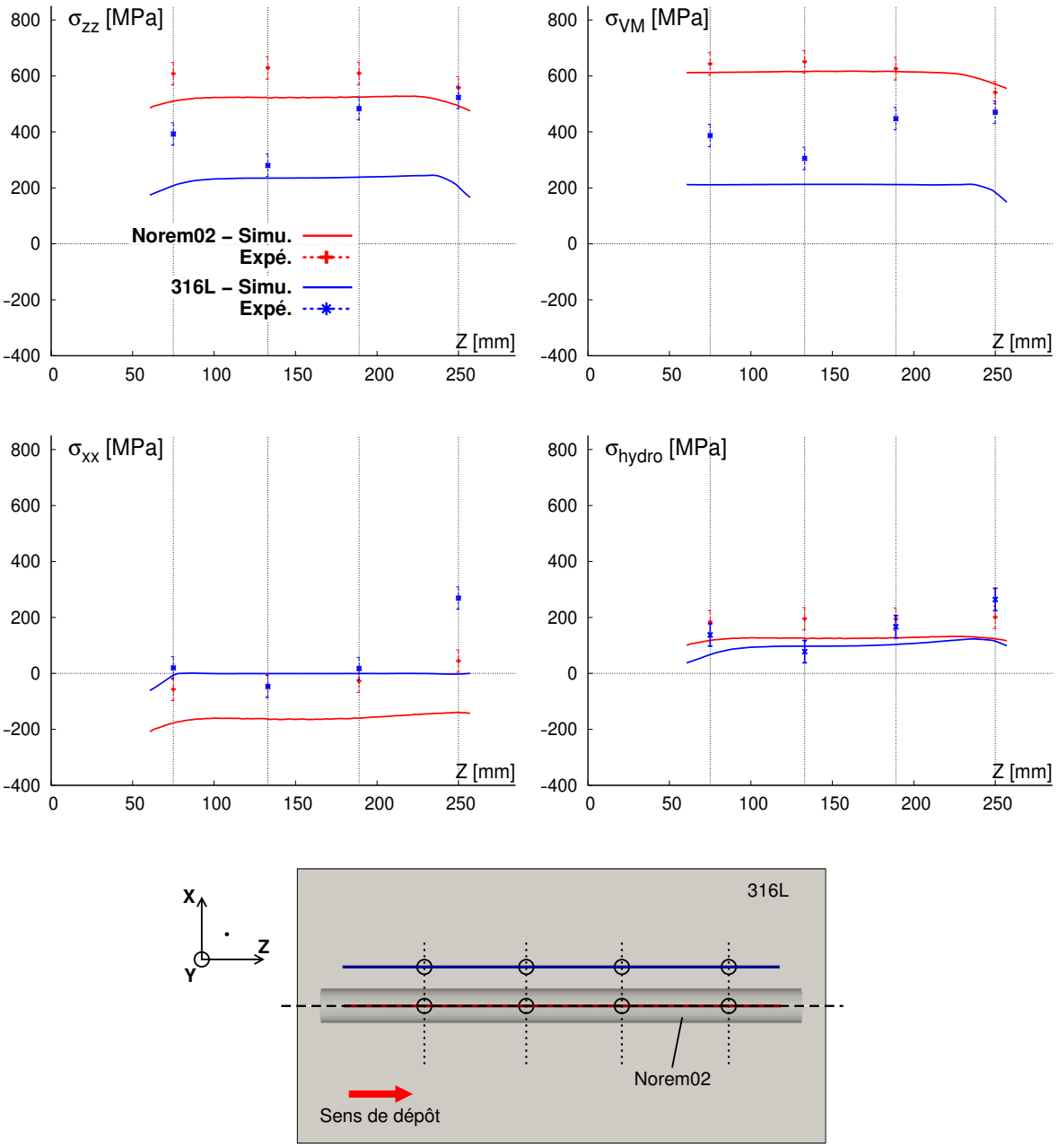


FIGURE 5.16: Cas RECT1 - Comparaison des contraintes longitudinales σ_{zz}, des contraintes transverses σ_{xx}, des contraintes équivalentes de von Mises σ_{VM} et des pressions hydrostatiques σ_{hydro} calculées et mesurées expérimentalement dans le cordon de Norem02 et dans le métal de base.

contraintes équivalentes de von Mises (σ_{VM}) et des pressions hydrostatiques (σ_{hydro}) en fonction de l'azimut pour les cas AXI1 et AXI2 (l'azimut 0 correspond au point d'initiation et de fin du cordon).

Dans les deux cas, la corrélation est très bonne entre l'expérimentation et la simulation. Pour le cas AXI2, un point de mesure expérimental semble aberrant. D'une manière générale, les niveaux de contraintes sont correctement prédits tout au long de l'azimut.

La figure 5.19 reprend les résultats précédents pour mettre en parallèle les contraintes calculées et mesurées en fonction de l'azimut, à l'issue des dépôts circulaires en une et deux passes. Les contraintes sont mesurées dans le Norem02 déposé, à 0,5 mm au dessus de l'interface entre le métal de base et le revêtement.

La prédiction par simulation amène à des niveaux de contraintes équivalents pour les contraintes circonférentielles et la pression hydrostatique, mais à un niveau inférieur des contraintes équivalentes de von Mises dans le cas multipasses. Ce résultat, obtenu à la fois expérimentalement et par la simulation, peut être expliqué par la température supérieure du substrat dans le cas multipasses. En effet, lors du dépôt de la seconde passe, la première passe déposée, en cours de refroidissement, fait office de substrat. La température du substrat est alors beaucoup plus élevée que lors du dépôt d'une seule passe, où seul le préchauffage au four élève la température du substrat (316L). L'augmentation de la température de préchauffage a donc pour conséquence de réduire le niveau de contraintes résiduelles dans le cordon déposé.

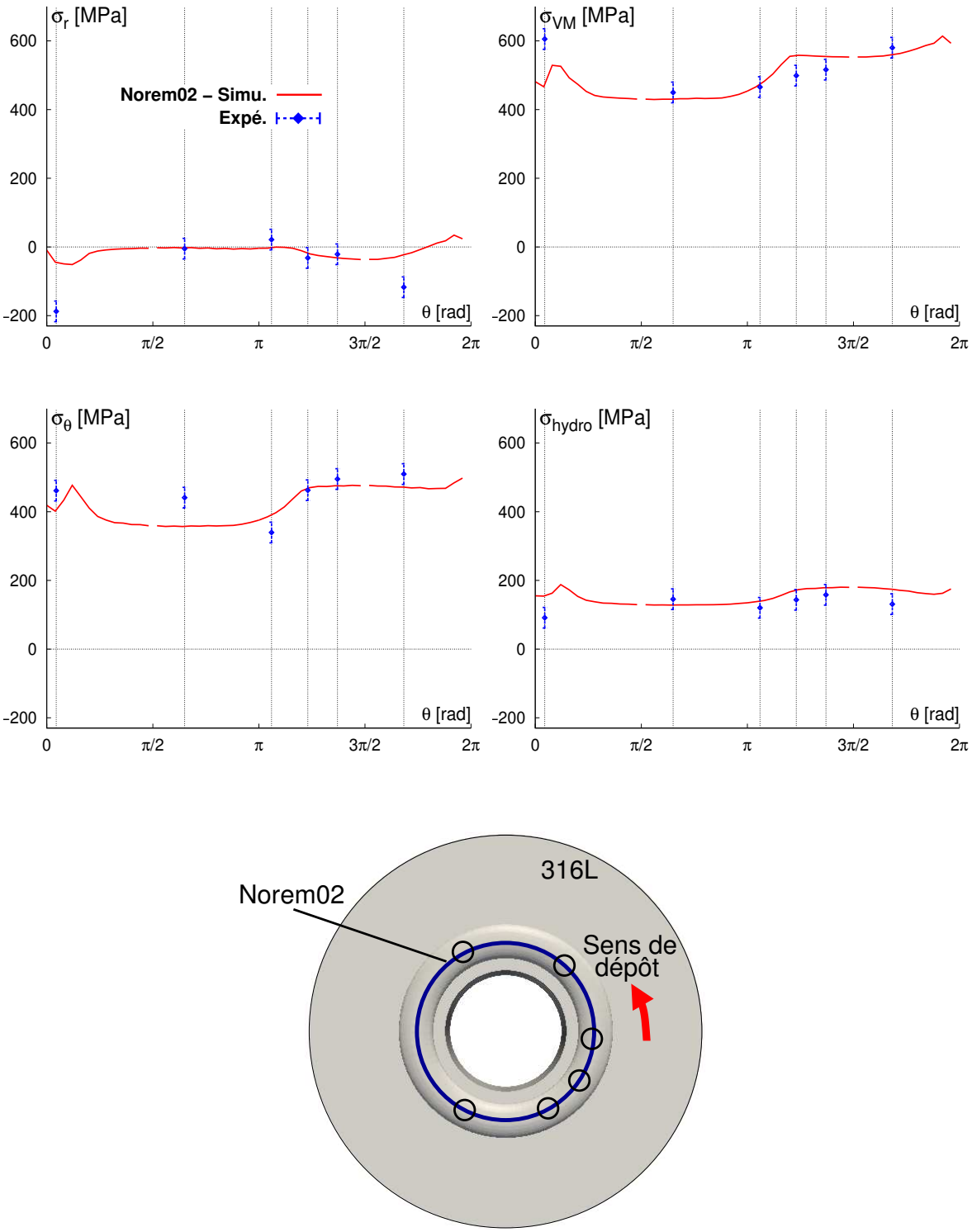


FIGURE 5.17: Cas AXI1 - Comparaison des contraintes radiales σ_r, des contraintes circonférentielles σ_θ, des contraintes équivalentes de von Mises σ_{VM} et des pressions hydrostatiques σ_{hydro} calculées et mesurées expérimentalement dans le cordon de Norem02 en fonction de la position angulaire.

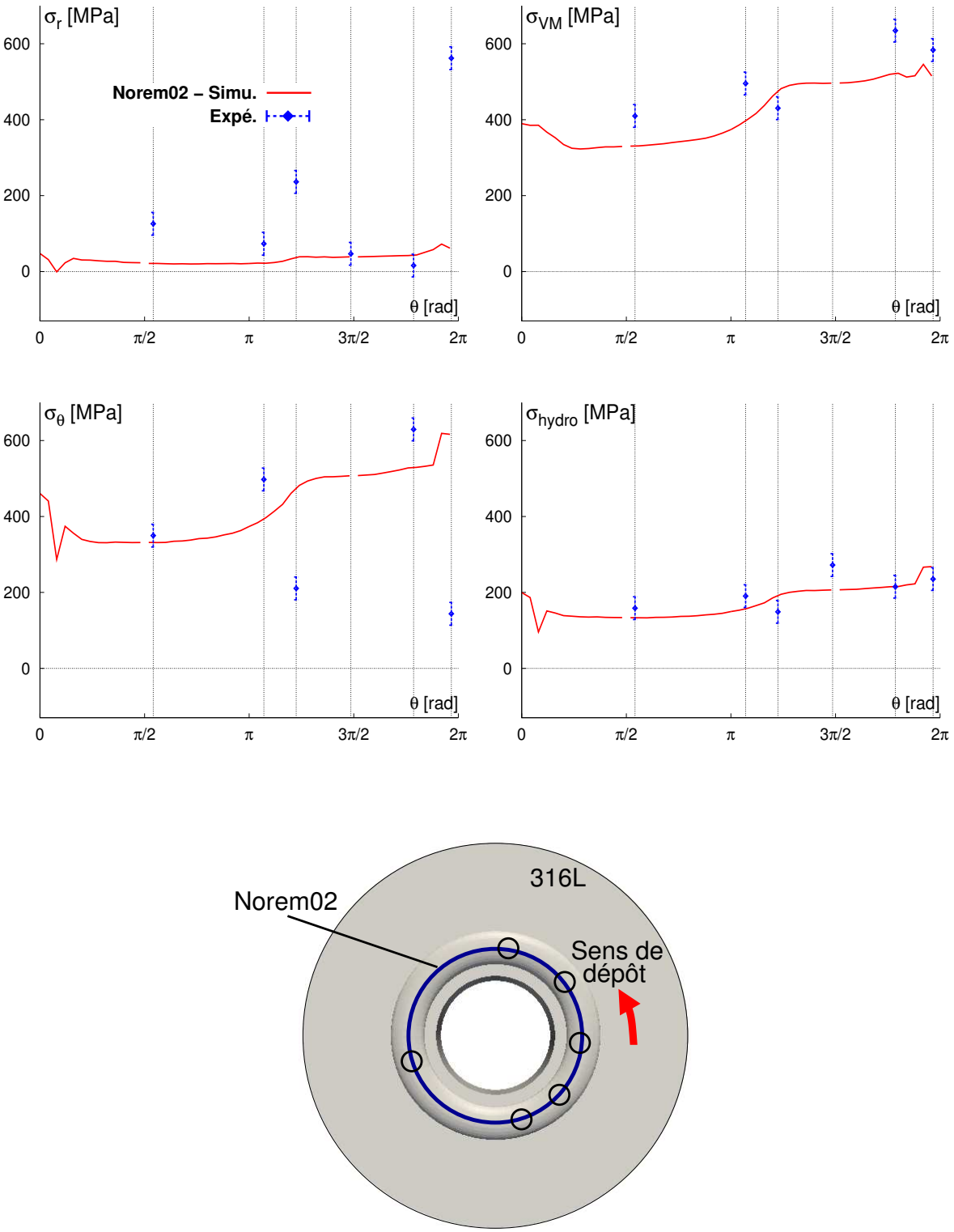


FIGURE 5.18: Cas AXI2 - Comparaison des contraintes radiales σ_r, des contraintes circonférentielles σ_θ, des contraintes équivalentes de von Mises σ_{VM} et des pressions hydrostatiques σ_{hydro} calculées et mesurées expérimentalement dans le cordon de Norem02 en fonction de la position angulaire.

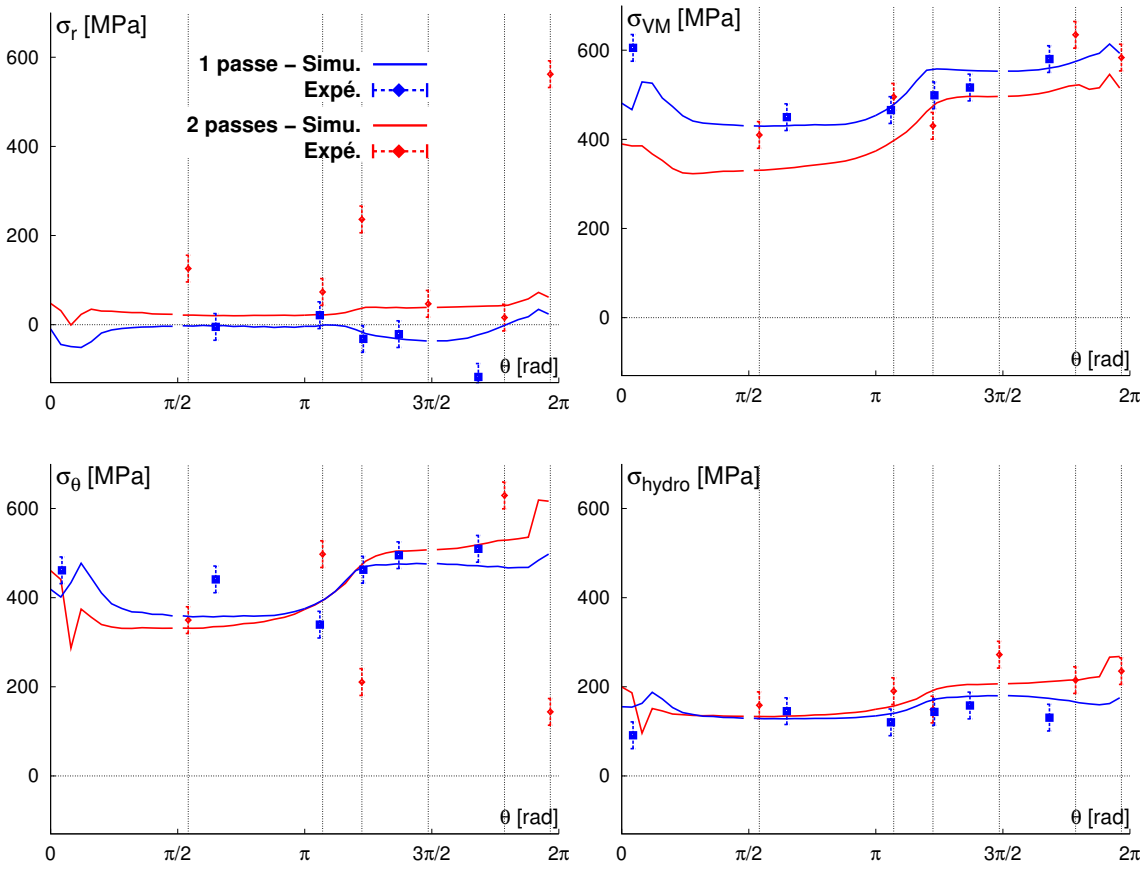


FIGURE 5.19: Comparaison des contraintes équivalentes de von Mises σ_{VM}, des contraintes circonférentielles σ_θ et des pressions hydrostatiques σ_{hydro} en fonction de l'azimut mesurées expérimentalement et calculées dans le cordon de Norem02 entre les cas AXI1 et AXI2.

La méthode du trou donne également accès à la contrainte résiduelle pour chaque incrément de perçage. Les figures 5.20 à 5.22 présentent les contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. Dans chaque cas, les valeurs mesurées et simulées sont moyennées entre les six trous, pour chaque incrément de profondeur.

La figure 5.20 permet la comparaison des contraintes longitudinales (σ_{zz}), des contraintes équivalentes de von Mises (σ_{VM}) et des pressions hydrostatiques (σ_{hydro}) pour la plaque RECT1.

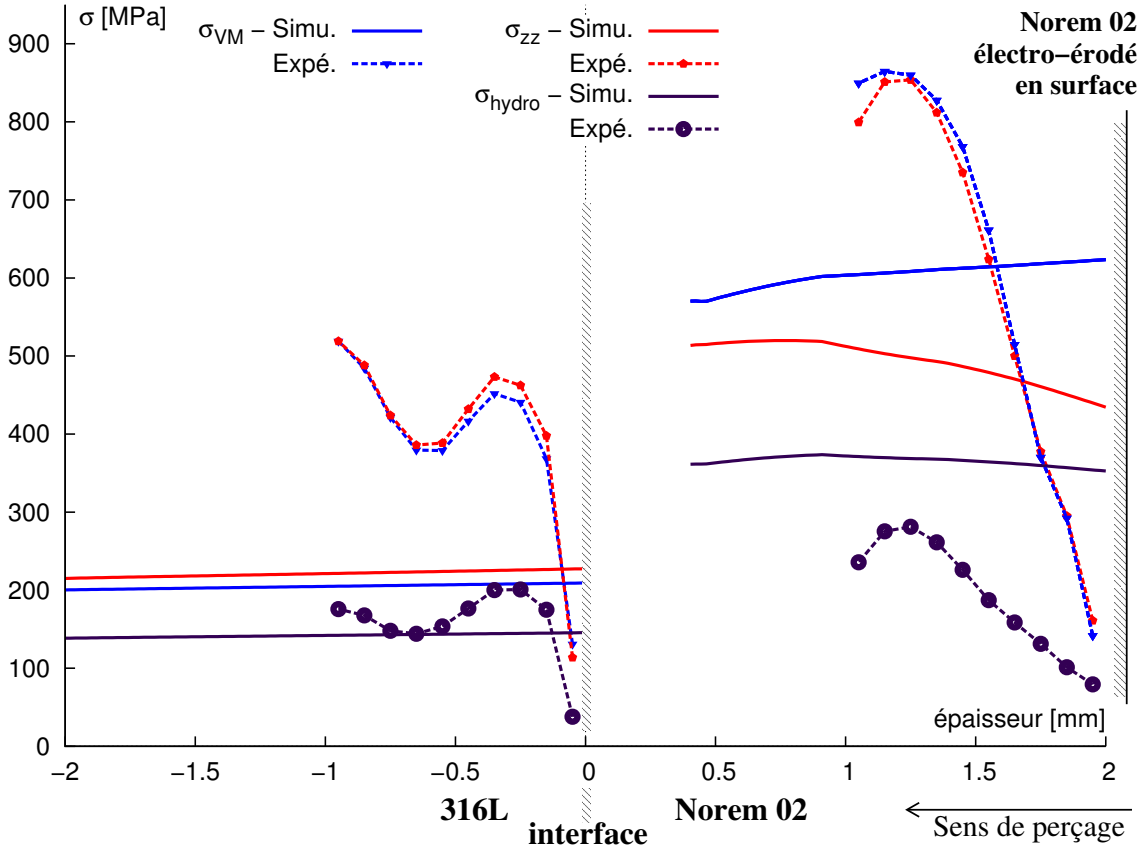


FIGURE 5.20: Cas RECT1 - Comparaison des contraintes longitudinales σ_{zz}, des contraintes équivalentes de von Mises σ_{VM} et des pressions hydrostatiques σ_{hydro} calculées et mesurées expérimentalement dans le cordon de Norem02 et dans le métal de base.

Il est important de noter que même si les contraintes sont exprimées en fonction de l'épaisseur de la pièce, il n'y a pas continuité entre les zones situées dans le 316L et dans celles situées dans le Norem, car les relevés ne sont pas effectués à la même distance du cordon. De ce fait, la différence de niveau importante observée pour les contraintes dans les deux matériaux est un résultat attendu.

Qu'il s'agisse de la contrainte dans le sens longitudinal σ_{zz}, de la contrainte équivalente de von Mises σ_{VM} ou de la pression hydrostatique σ_{hydro}, un écart important apparait

entre les résultats de la simulation et les relevés expérimentaux. Plusieurs points sont à remarquer :

- le signe des contraintes concorde entre l'expérience et la simulation, ce qui indique que la prédiction des zones de traction et de compression est correcte.
- dans le 316L (métal de base), la prédiction du niveau de contraintes diffère considérablement des valeurs mesurées. Une explication possible est la modification de l'état de contraintes dû à la fois à la préparation des surfaces des pièces. En effet, les pièces en acier 316L utilisées lors des essais RECT1 et RECT2 sont des tôles laminées, et n'ont pas subi d'usinage supplémentaire. Malgré les précautions prises pour minimiser les perturbations lors du perçage des trous, l'écrouissage en surface des plaques, non pris en compte dans la simulation, est trop important pour être négligé, et il influe largement sur l'état de contrainte mesuré. Ceci explique le fait que les contraintes résiduelles mesurées varient suivant la profondeur de mesure, alors que la simulation amène à des niveaux constants. Un usinage par électro-érosion des couches superficielles des pièces aurait donc été nécessaire avant soudage, puisque dans la modélisation, l'état de contrainte avant dépôt est considéré comme vierge.
- dans le cordon de Norem02, la valeur moyenne pour chaque composante est assez proche entre la simulation et l'expérience, dans la zone de dépôt de revêtement. En revanche, l'évolution des niveaux de contraintes en profondeur diffère considérablement. Une première explication vient du fait que l'usinage par électro-érosion de la surface du cordon, nécessaire à la mesure expérimentale des contraintes résiduelles, n'est pas modélisé. D'autre part, les oscillations de la source de chaleur n'ont pas été prises en compte à l'échelle mésoscopique de notre modélisation. Dès lors, il est illusoire d'espérer prévoir correctement les contraintes dans la profondeur du cordon.

L'état de contrainte n'est donc pas correctement estimé dans le substrat, du fait de la mauvaise prise en compte de l'état de surface dans la modélisation. Toutefois, ce résultat est à pondérer car les déformations et les distorsions sont correctement prédites.

Les figures 5.21 et 5.22 permettent les comparaisons de ces mêmes composantes de la contrainte pour les disques AXI1 et AXI2, exprimées selon la profondeur des trous. Les contraintes résiduelles sont mesurées expérimentalement uniquement dans le Norem02 déposé.

La contrainte équivalente au sens de von Mises augmente au fur et à mesure que l'on s'éloigne de l'interface entre le Norem02 et le 316L :

- pour le dépôt à une passe, elle oscille entre 300 et 600 MPa dans l'expérience avec une valeur moyenne de 519 MPa, et entre 350 et 500 MPa dans la simulation avec une valeur moyenne de 499 MPa.
- pour le dépôt à deux passes, et entre 200 et 700 MPa dans l'expérience avec une valeur moyenne de 559 MPa, et entre 250 et 400 MPa dans la simulation avec une valeur moyenne de 426 MPa.

Comme pour le cas RECT1, les niveaux moyens de contraintes sont correctement

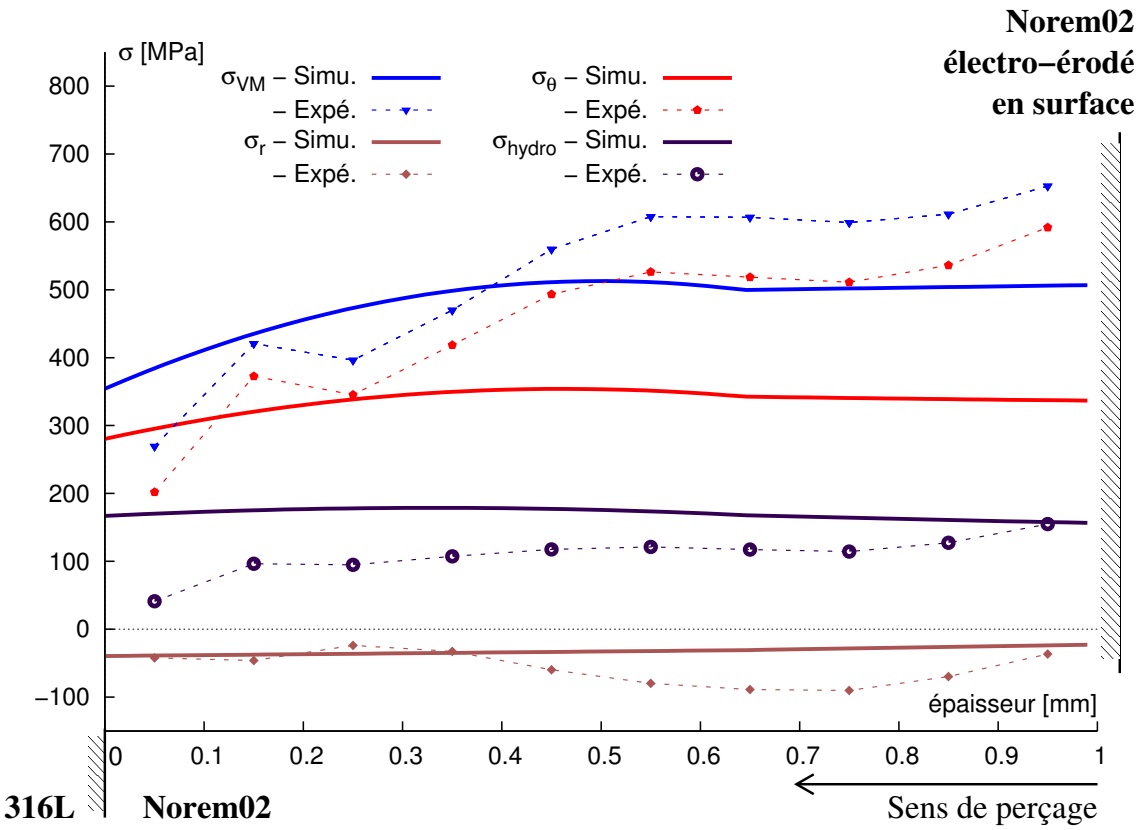


FIGURE 5.21: Cas AXI1 - Comparaison des contraintes radiales σ_r, des contraintes circonférentielles σ_θ, des contraintes équivalentes de von Mises σ_{VM} et des pressions hydrostatiques σ_{hydro} calculées et mesurées expérimentalement dans le cordon de Norem02 en fonction de la profondeur.

prédits dans le revêtement déposé. L'évolution en profondeur semble dépendre de la découpe par électro-érosion, mais ce point reste à valider par des essais supplémentaires. La non prise en compte de cette découpe, ainsi que des oscillations de la source de chaleur explique donc les écarts relevés entre l'expérience et la simulation dans la profondeur du revêtement.

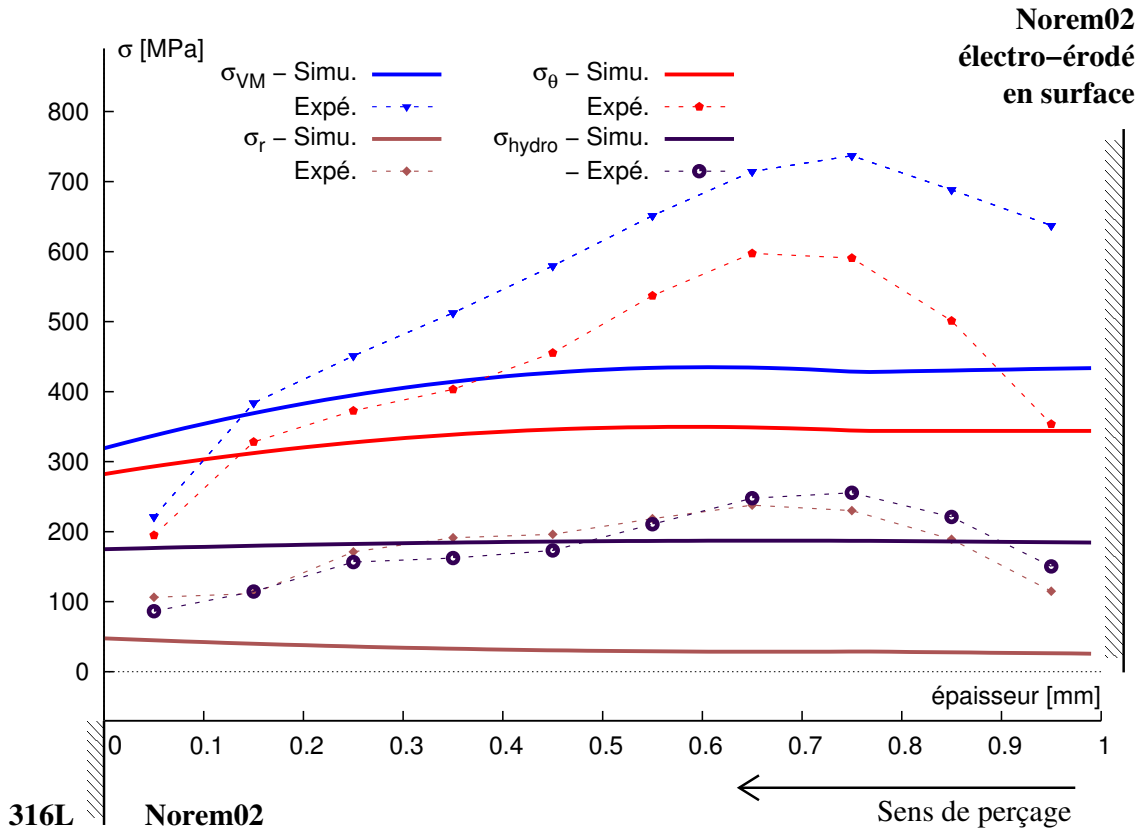


FIGURE 5.22: Cas AXI2 - Comparaison des contraintes radiales σ_r, des contraintes circonférentielles σ_θ, des contraintes équivalentes de von Mises σ_{VM} et des pressions hydrostatiques σ_{hydro} calculées et mesurées expérimentalement dans le cordon de Norem02 en fonction de la profondeur.

5.4 Conclusions

La comparaison des résultats obtenus expérimentalement, soit par mesure directe au cours des essais (températures, déplacements), soit par mesure a posteriori (déformations et contraintes résiduelles) mettent en valeur plusieurs résultats :

- des perturbations apparaissent dans les mesures de température, principalement dues au rayonnement de la source plasma. Celles-ci conduisent à des oscillations dans les températures vues par les thermocouples disposés en surface. Cette contribution n'est pas prise en compte lors de la simulation, ce qui explique que ces oscillations ne sont pas présentes dans les résultats simulés. Malgré cela, la concordance entre les valeurs relevées et celles simulées demeure très bonne.
- les vibrations du dispositif d'essai, ainsi que les rectifications apportées manuellement à la trajectoire de la torche de soudage afin de rattrapper les défauts d'alignement entre les pièces soudées et la torche plasma conduisent également à d'importantes perturbations dans les mesures de déplacements. La prédiction des déplacements au cours du procédé de dépôt reste cependant acceptable, car les niveaux minimaux et maximaux ainsi que les tendances concordent avec l'expérience.
- la comparaison des distorsions finales et des déformations en surface n'a pu être faite que dans des zones relativement éloignées des cordons de Norem02 déposés (environ 10 mm des cordons). Dans ces zones, la prédiction des distorsions et des déformations est également acceptable en regard des déformations obtenues par corrélation.
- la mesure des contraintes résiduelles en fin de dépôt est délicate, car elle implique plusieurs opérations d'usinage ayant un impact non négligeable sur l'état de contraintes, et la hauteur de découpe des cordons par électro-érosion n'a pas été maîtrisée. Pour le cas rectiligne à une passe, les valeurs moyennes concordent entre expérience et simulation dans le Norem02, mais diffèrent sensiblement dans le métal de base. Pour les cas axi-symétriques, les valeurs moyennes de contraintes comparées dans le Norem02 déposés sont concordantes, mais on ne décrit pas finement la distribution de contraintes dans la profondeur.

Pour conclure, la modélisation mise en place permet une bonne prédiction des distorsions à l'issue du procédé de dépôt et une approximation convenable du niveau de contraintes résiduelles dans le Norem02 déposé. Seules les valeurs de contraintes résiduelles dans le métal de base demeurent éloignées de celle mesurées expérimentalement, mais cette affirmation nécessiterait d'être confirmée par d'autres mesures de contraintes dans le 316L, car les mesures présentées ici sont affectées par le mode d'usinage des pièces.

Conclusion & Perspectives

Conclusion

Nous savons qu'un niveau de contraintes résiduelles élevé peut entraîner la ruine de la structure, car les chargements mécaniques en service s'ajoutent aux contraintes résiduelles pour dépasser le seuil d'endommagement. Un des principaux buts recherchés lors du soudage doit donc être la réduction du niveau de contraintes induites par le procédé. Lors du dépôt d'un revêtement, les distorsions et contraintes résiduelles sont la conséquence des cycles de chauffage et de refroidissement locaux subis par les matériaux sur des temps très courts. Outre cet aspect thermique, d'autres facteurs, liés au mode de réalisation du dépôt viennent encore compliquer cet état de contrainte, comme la géométrie des pièces, leur bridage, l'énergie calorifique apportée, la technologie utilisée. Il devient alors difficile de transposer à un cadre général les conclusions obtenues après modélisation d'un procédé spécifique, même si le principe de l'apparition des contraintes résiduelles reste le même.

La première contribution de ces travaux est de proposer une caractérisation métallurgique et mécanique du Norem02. L'analyse de la microstructure révèle une microstructure complexe principalement constituée d'un squelette austénitique parsemé de ferrite et de carbures. Son évolution en fonction de la température montre que l'effet de revenu créé par le dépôt de couches successives est insuffisant pour remettre en solution les éléments d'alliage, menant à la conclusion qu'une approche phénoménologique du comportement du Norem02 est suffisante. La campagne de caractérisation mécanique a permis d'identifier un modèle de comportement élasto-plastique à écrouissage cinématique non linéaire. Les effets visqueux, même s'ils existent au-dessus de 700˚C sont quant à eux jugés négligeables.

L'autre contribution principale de ces travaux est la proposition d'une stratégie de modélisation numérique du procédé de dépôt, ayant pour finalité la prédiction des niveaux de contraintes résiduelles en fin de fabrication. Des essais de soudage PTA sur des maquettes de complexité croissante permettent l'acquisition des données expérimentales nécessaires à l'identification d'un chargement thermique équivalent. Pour chacun d'eux, les déplacements et températures sont mesurés localement tout au long du procédé, et les déformations et contraintes résiduelles sont calculés a posteriori par stéréo-corrélation d'images et par méthode du trou incrémental. La comparaison de ces données aux résultats de la simulation aboutit à la validation de la modélisation du problème thermique. La

prédiction des distorsions en surface du métal de base est en adéquation avec les mesures expérimentales. Enfin, l'état de contrainte final simulé dans le Norem02 déposé est proche des valeurs expérimentales. Des différences importantes subsistent dans le métal de base, mais celles-ci sont attribuées à l'écrouissage provenant du laminage des plaques.

Perspectives

La simulation d'un même cas de soudage en utilisant alternativement une loi de comportement simplifiée et la loi identifiée dans ces travaux à partir d'une campagne expérimentale complète a montré d'importantes divergences sur les contraintes résiduelles obtenues. Or, le travail d'identification réalisé dans cette thèse sur le Norem02 n'a pour l'instant pas été étendu au 316L constituant le métal de base : les données prises en compte dans la modélisation correspondent à une nuance de 316L caractérisée préalablement au sein d'EDF R&D et non pas à la nuance exacte employée lors des essais de soudage. Seule une caractérisation mécanique, même limitée, permettra de confirmer ou de remettre en cause le choix de la modélisation thermomécanique employée.

La gestion de l'ajout de matière constitue un des axes d'amélioration possible de la modélisation. La stratégie développée dans ce travail de thèse gère de manière distincte la couche déjà déposée, celle en cours de dépôt et celle non encore déposée. En revanche, au sein d'une même passe, elle ne permet pas la distinction entre les éléments situés en amont de ceux situés en aval de la source. D'autres stratégies existent et pourraient être mises en œuvre de manière à affiner les résultats et prédire de manière plus juste les niveaux de contraintes résiduelles en fin de fabrication. De la même façon, une stratégie d'adaptation de maillage pourrait être mise en place afin de disposer d'une distribution optimale des nœuds à chaque itération. Cela permettrait l'utilisation d'un nombre de nœuds supérieur dans les zones au voisinage de la source de chaleur où les gradients thermiques sont les plus élevés tout en diminuant le coût des opérations de calcul.

Les contraintes résiduelles mesurées en début et en fin de cordon montrent que ces zones sont soumises à des efforts de compression. Or, l'expérience a montré que ces zones sont particulièrement sensibles à la fissuration. Une analyse plus détaillée de ces zones particulières, qui pourrait passer par une étude de l'influence des paramètres du procédé contrôlant l'allumage et l'extinction de la torche plasma, permettrait alors d'apporter des solutions concrètes aux opérateurs. De la même façon, tous les paramètres du procédé correspondant à ce qu'il conviendrait d'appeler les bonnes pratiques du soudage PTA (température, temps de préchauffage, vitesse de refroidissement, traitements de détensionnement etc...), souvent responsables de la fissuration, pourraient faire l'objet d'une étude d'influence visant à déterminer leur valeur optimale.

Enfin, la stratégie de modélisation adoptée ici dans le cadre de la simulation d'un dépôt par soudage PTA d'un revêtement en Norem02 peut être élargie à d'autres procédés de soudage (en introduisant des modèles de sources de chaleurs déjà développés spécifiquement pour ces procédés et disponibles dans la littérature) ainsi qu'à d'autres familles de matériaux (que ce soit le matériau de base ou d'apport). Il faut toutefois garder à l'e-

sprit que la modélisation est simplifiée par l'absence de transformations allotropiques et de précipitations éventuelles dans la zone d'intérêt du soudage, permettant de s'affranchir du calcul métallurgique. Lors de la généralisation de cette méthode à d'autres procédés, il conviendra donc tout d'abord d'identifier cette zone d'intérêt afin de délimiter un domaine de température dans lequel le comportement métallurgique du matériau doit être investigué. Néanmoins, dans beaucoup de cas cette étude sera facilitée par l'existence de diagrammes TRC.

Pour conclure ce manuscrit, il faut garder à l'esprit que compte-tenu de la variabilité des matériaux et des géométries des pièces soudées, il est impossible pour l'opérateur d'estimer le niveau de contraintes résiduelles induites par un rechargement. De plus, avec les moyens d'investigation dont il dispose, il pourra juger une pièce recevable car ne présentant pas de non-conformité visuelle, et en particulier pas de fissures, alors que le niveau de contraintes résiduelles en fin de fabrication est trop important pour l'application visée. Il est donc impératif d'agir préventivement afin de réduire par tous les moyens les contraintes induites par l'opération de soudage. La simulation numérique du procédé prend alors tout son sens.

Annexe A

Mode opératoire des essais mécaniques sur Gleeble de l'ambiante à 1000˚C

Cette annexe décrit le mode opératoire suivi lors des essais mécanique.

Simulateur thermo-mécanique Gleeble

Le simulateur thermomécanique Gleeble permet de reproduire les cycles thermiques représentatifs des cycles réels du soudage. Il existe plusieurs modèles de Gleeble, celle utilisée au laboratoire LaMCoS étant une Gleeble3500. Les spécifications du constructeur prévoient des vitesses de chauffe pouvant aller jusqu'à 10000˚C.s^{-1}, des vitesses de déplacement maximales de 1000 mm.s^{-1}, et des cellules de forces de 7 kN, 22 kN ou 100 kN.

La résistance au passage du courant produit un échauffement par effet Joule de la zone non refroidie de l'éprouvette, approximativement la zone utile. Les mors, continuellement refroidis, permettent d'accélérer le refroidissement. La température de la section chauffée est contrôlée par un thermocouple de type K soudé sur l'ébauche et connecté à la carte d'acquisition. Le vérin mobile régulé par l'asservissement en charge permet le contrôle de la charge lors de l'essai, avec prise en compte de la dilatation thermique.

Choix des thermocouples

Il existe plusieurs types de thermocouples servant à mesurer les températures d'un échantillon au cours d'un essai : type-K, type-R et type-S.

Les thermocouples type-K de diamètre $0,01$ mm ont une incertitude de $0,75\%$ sur la plage de température [-200˚C ;1250˚C]. Ce sont les plus couramment utilisés du fait de leur gamme de température correspondant dans la plupart des cas à ce qui est effectué expérimentalement, à leur coût réduit, et leur facilité d'utilisation. Les thermocouples de types R et S sont des thermocouples en platine. Ils sont utilisés lorsque des températures supérieures à 1250˚C sont requises. Leur précision est supérieure (0,25% d'erreur jusqu'à 1450˚C) mais ils ne peuvent pas être utilisés en-dessous de 500˚C car le signal reçu à cette température est trop faible. Il n'y a pas de différence fondamentale entre les thermocouples de types R et S. Le type-R est le standard employé aux États-Unis et en Corée, le

type-S étant le standard employé partout ailleurs.

Il existe bien sûr d'autres types de thermocouples pouvant être utilisés à des températures supérieures à 1450°C, mais pour les applications sur les métaux, les thermocouples de type K, R et S sont les plus appropriés.

Lors de la campagne d'essais menée sur la Gleeble, des thermocouples type-K, constitués d'un fil positif en Ni-Cr et d'un fil négatif en Ni-Al, sont utilisés. Le choix du type de thermocouples est important, car il doit concorder à la fois avec le cycle thermique programmé, et également avec le réglage de la Gleeble. En effet, la non-concordance entre les thermocouples utilisés et la configuration de la machine peut entraîner une sur-estimation ou une sous-estimation importantes de la température du point chaud et par conséquent la fusion de l'éprouvette.

Géométrie des éprouvettes

D'après les spécifications du constructeurs [Bon08], il convient d'utiliser des éprouvettes de diamètre 6mm pour des vitesses de chauffe supérieures à $100°C.s^{-1}$. Pour des vitesses de chauffe plus faibles, des diamètres supérieurs permettent d'améliorer la précision des mesures en augmentant l'amplitude des mesures et en diminuant le gradient thermique axial. Les éprouvettes utilisées lors des essais de dilatométrie menés au LaMCoS ont des diamètres de 10mm, les vitesses de chauffe appliquées n'étant pas extrêmement élevées. De plus, leur section est constante. D'après les spécifications du constructeur, cette géométrie convient pour des vitesses de montée en température faibles, mais dès lors que cette vitesse dépasse $100°C.s^{-1}$, il convient de réduire le diamètre des éprouvettes ou d'utiliser des éprouvettes à section variable. Évidemment, compte-tenu des difficultés rencontrées pour l'usinage d'éprouvettes en Norem, le choix d'éprouvettes à section constante et de faible diamètre s'avère le plus judicieux lorsque des vitesses de chauffe élevées sont appliquées.

Les éprouvettes sont usinées par électro-érosion (cf. figure 2.1 45), procédé d'usinage consistant à enlever la matière dans une pièce en utilisant des décharges électriques. Cette technique se caractérise par son aptitude à usiner tous les matériaux conducteurs (métaux, alliages, carbures, graphites ...) quelle que soit leur dureté. Le diélectrique, qui est généralement de l'eau ou une huile minérale, a pour fonction de réduire la température dans la zone d'usinage, d'enlever les particules métalliques résiduelles, et bien évidemment de permettre la création de l'étincelle.

Produites par un générateur d'étincelles, ces dernières créent à intervalles réguliers, une succession de cratères dans la pièce. Chaque étincelle dégage une température comprise entre 8000°C et 12000°C. La taille du cratère, caractéristique de l'état de surface obtenu, dépend de l'énergie régulée par le générateur d'étincelles. Plus celle-ci est élevée, plus l'état de surface est grossier, mais en contre-partie la vitesse d'usinage est élevée. Si les étincelles sont faiblement énergiques, l'état de surface est fin, mais la vitesse d'usinage lente.

L'avantage principal de l'électro-érosion par fil est de permettre l'usinage de matériaux qui ne le permettent pas par des moyens plus traditionnel, ou l'obtention de formes

complexes. En effet, l'usinage de matériaux très durs en traditionnel entraîne des risques de casse d'outils, alors que ce type de matériaux (alliages, acier traité, titane ...) est tout à fait envisageable en vue d'un usinage par électro-érosion. Pour maintenir la pièce en place lors de l'usinage, l'absence d'efforts mécaniques en électro-érosion abolit les systèmes de fixation complexes et longs à mettre en oeuvre de l'usinage traditionnel.

Le département MMC d'EDF R&D a défini la procédure [T4197] suivie par le laboratoire de soudabilité pour la réalisation et le dépouillement des essais de fissuration à chaud Gleeble RPI. Trois géométries d'éprouvettes ont alors été définies selon le type de produit étudié et notamment leur résistance à chaud. Toutefois, ces géométries n'ont pas été adoptées ici car les essais menés (essais de dilatométrie, de traction, et essais cycliques) nécessitent des dimensions plus importantes afin d'obtenir une précision acceptable. La figure A.1 permet de constater les écarts dimensionnels entre les éprouvettes utilisées et celles définies dans la procédure EDF.

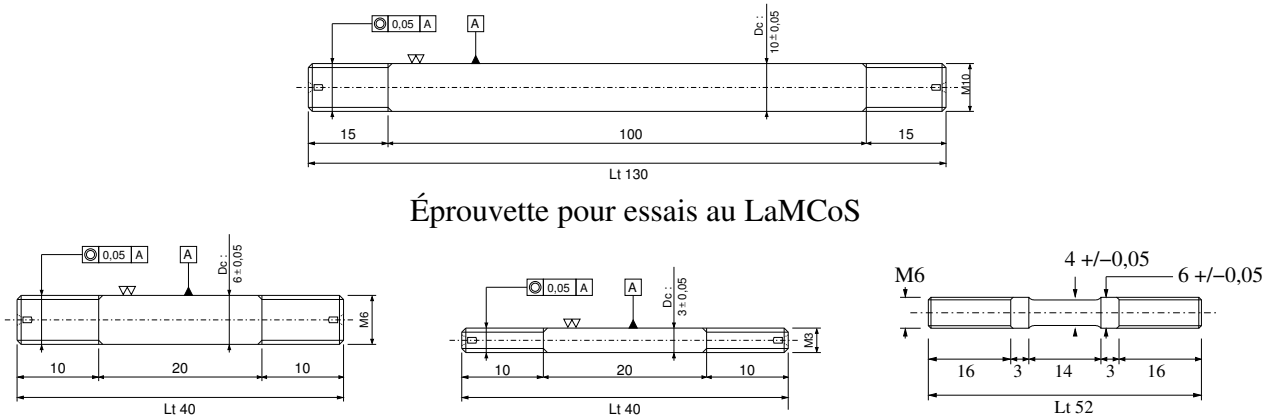


FIGURE A.1: Comparaison entre les éprouvettes utilisées et celles définies dans la procédure EDF

On voit que la longueur utile de l'éprouvette est assez réduite. D'autre part, les surfaces de contact entre l'éprouvette et les mors sont grandes, ce qui permet d'avoir un excellent transfert thermique et donc d'atteindre des vitesses de montée et descente en température très élevées par rapport aux moyens d'essai conventionnels.

Cependant, lors des premiers essais effectués au laboratoire de l'INSA, la distribution de température n'était pas satisfaisante. En effet, on a pu mesurer des écarts de plus de 100˚C entre le centre de l'éprouvette et les zones situées à 10mm de chaque côté du centre. En revanche, la distribution de température était bien symétrique par rapport au centre de l'éprouvette. Cette hétérogénéité des températures dans la zone utile est bien trop importante pour que l'on puisse exploiter les résultats des essais de dilatométrie libre, car le but de cet essai est de mesurer un déplacement sous effort nul à une température connue.

Choix des mors

Plusieurs paramètres permettent d'expliquer ce gradient thermique très fort et d'y remédier. Parmi ceux-ci, le point le plus important est le choix de mors adaptés au type d'essai réalisé et surtout aux vitesses de montée et de descente en température programmées. Ainsi, nous pouvons comparer les distributions de température obtenues par Dynamic Systems Inc. le long de la zone utile d'une éprouvette pour plusieurs types de mors.

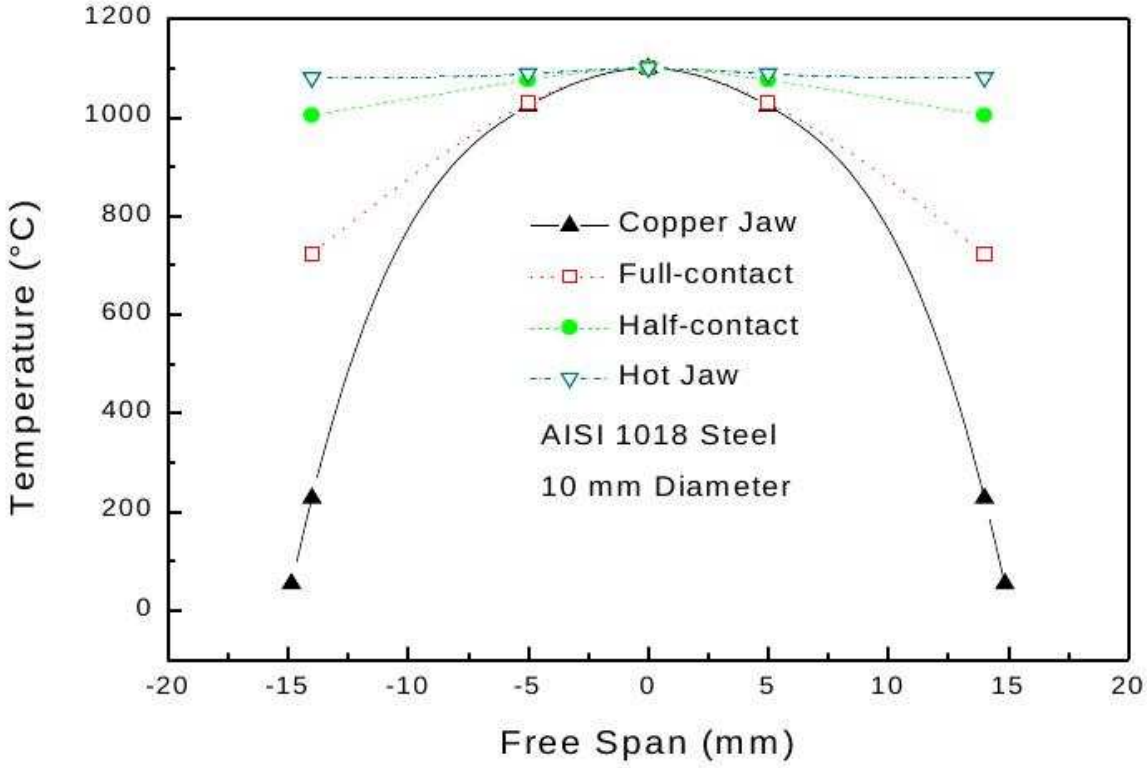


FIGURE A.2: Distribution de température dans la zone utile de l'éprouvette pour différents types de mors [Bon08]

Une autre possibilité pour améliorer l'homogénéité de la température sur la zone utile de l'éprouvette est d'augmenter la longueur utile, afin d'atténuer le gradient thermique. Nous ne pouvons pas usiner d'éprouvettes de longueur supérieure à 130mm, du fait des dimensions limitées des coupons. Il nous faut donc augmenter cette longueur utile sans augmenter la longueur totale. La solution est donc de modifier la géométrie des mors. Ainsi, la partie de l'éprouvette au contact des mors sera toujours froide, et le centre, où est placé le thermocouple de consigne, sera à la température fixée par le cycle thermique programmé. Donc plus la distance entre ces points sera élevée, plus le gradient thermique sera faible.

Les deux figures ci-dessous montrent comment une modification de la géométrie des mors permettra d'augmenter la longueur de la zone utile de l'éprouvette.

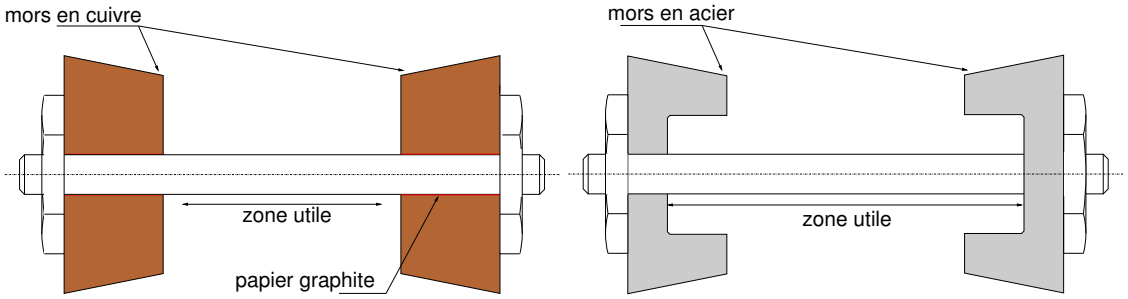


FIGURE A.3: Augmentation de la longueur de la zone utile de l'éprouvette et modification de la nature des mors

Cependant, ce type de montage pose le problème du transfert thermique, car la surface de contact entre l'éprouvette et les mors se trouve largement diminuée :

$$S_{\text{contact}} = 2 \cdot \pi \cdot \text{ø}_{\text{éprouvette}} \cdot d_{\text{contact}} \tag{3}$$

Néanmoins, l'utilisation de mors en acier, dont la géométrie est représentée figure A.3, permet de réduire considérablement le gradient thermique au centre de l'éprouvette, comme le montre le graphique de la figure A.2. La contrepartie est que les vitesses de chauffe admissibles sont très largement inférieures, mais suffisantes pour les essais envisagés.

La figure A.4 représente le schéma des montages de dilatométrie et de traction.

Système de refroidissement

La Gleeble 3500 dispose d'un module de refroidissement rapide (quenching system). La vitesse de refroidissement affectant de façon très importante la métallurgie du matériau, il est important de pouvoir ajuster les vitesses de refroidissement. Il est ainsi possible d'utiliser soit un refroidissement naturel à l'air, soit le refroidissement rapide à l'aide du quenching system. Dans ce dernier cas, les vitesses de refroidissement peuvent être contrôlées dans la plage [100-500°C.s^{-1}] en variant le type et la pression du fluide circulant dans le système. Il est également possible d'atteindre des vitesses supérieures à 2000°C.s^{-1}. en pulvérisant de l'eau au centre de léprouvette. Dans ce cas, la vitesse de trempe n'est plus contrôlée. Lors des essais effectués, la vitesse de refroidissement maximale atteinte a été de 9800°C.s^{-1}. Le choix des mors est également un élément déterminant la vitesse maximale de refroidissement, comme pour les vitesses de chauffe. En effet, l'utilisation de mors en cuivre permet d'atteindre des vitesses de trempe très élevées du fait de l'excellente conductivité thermique du cuivre. Le gradient thermique est alors élevé. A contrario, les mors en acier inoxydable limitent la vitesse de trempe, mais permettent une meilleure uniformité des températures dans la zone utile de l'éprouvette. Cette

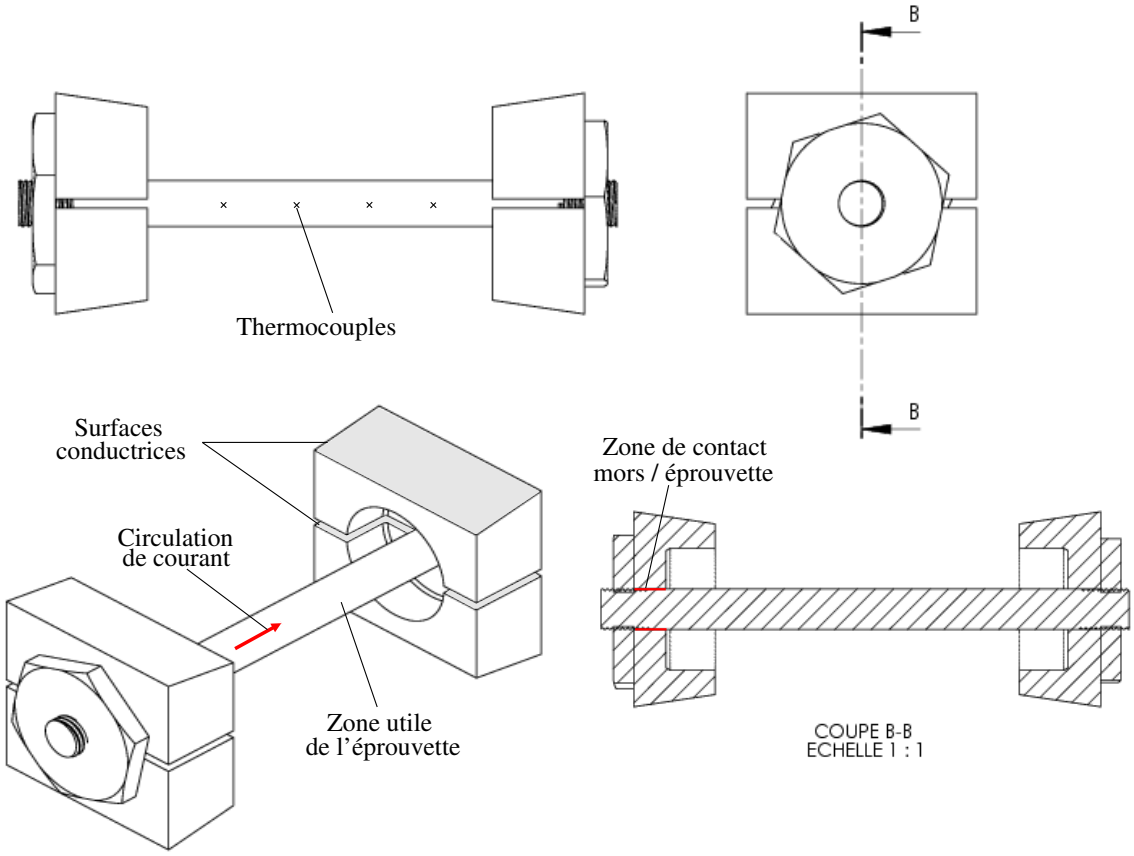


FIGURE A.4: Schéma de montage d'une éprouvette sur Gleeble

remarque ne s'applique toutefois pas au système de trempe à l'eau, puisque le fluide est injecté directement au contact de l'éprouvette. Enfin, la dernière possibilité est de piloter le refroidissement par effet Joule, dans le cas d'un refroidissement plus lent.

Détermination des propriétés thermomécaniques

La limite de non-linéarité est difficile à déterminer à partir des courbes de traction. La détermination des modules d'Young est faite grâce à des cycles de déchargement lors des essais de traction. La répétition au cours de chaque essai de ces cycles de déchargement permet de plus de s'affranchir des aléas de mesure lors des premiers pas d'acquisition. Le module d'Young et la limite d'élasticité à 0,2% sont obtenus par approximation des courbes de traction par des courbes bilinéaires.

Homogénéité de la température dans une section d'éprouvette

Dans une section d'éprouvette, l'homogénéité de la température est suffisante pour se placer dans les limites fixées par la norme [AFN92]. La fréquence du courant étant faible

(50 Hz), l'éprouvette ne subit pas d'effets de peau [3]. Dès lors, la température mesurée en périphérie d'une section d'éprouvette peut être considérée comme identique à la température mesurée au centre.

Dimensionnement des éprouvettes de traction-compression

La préparation des éprouvettes suit les mêmes procédures que pour celles destinées aux essais de dilatométrie libre ou de traction. Des cylindres de Norem02 sont d'abord prélevés par électro-érosion dans les coupons de Norem, et sont ensuite mises aux dimensions par usinage conventionnel.

Les essais de traction-compression sont réalisés sur la machine Gleeble 3500 du LaMCoS. Cette campagne expérimentale vise à caractériser le comportement du Norem02 soumis à des contraintes thermiques et mécaniques comparables à celles subies lors d'un rechargement PTA. Ce procédé implique donc de caractériser le matériau sous sollicitations cycliques. En effet, le soudage PTA consiste en un dépôt non rectiligne de métal en fusion, réalisé de plus en plusieurs couches, ce qui implique nécessairement un mode de chargement du matériau qui évolue de la traction à la compression pendant le dépôt de chaque passe de faon successive. La plage de température couverte par l'expérimentation étant trés large, il est nécessaire d'optimiser la quantité d'essais menés par échantillon. Ces essais sont isothermes. Le plan des essais de traction-compression est détaillé dans le tableau 6 : De la méme maniére que pour les essais de traction, la contrainte maximale exercée lors des essais cycliques ne devra jamais étre inférieure à 25% de la capacité des mors. Les éprouvettes doivent étre conçues pour permettre des chargements de traction-compression sans présenter trop de risques de flambage et avec des concentrations de contrainte aussi faibles que possible. Un bon compromis entre ces deux impératifs est en général trouvé avec une longueur de zone cylindrique limitée à 2 ou 3 fois le diamètre et des congés de raccordement toriques de rayon assez élevé (supérieur à 5 fois le diamètre). En effet, les éprouvettes à profil torique présentent plusieurs avantages :

- la déformation est localisée au centre de l'éprouvette où le diamètre est minimal ;
- la striction a lieu à l'endroit précis où est effectuée la mesure de la déformation. Enfin, le rapport entre les sections de la téte et de la partie utile doit être supérieur à 1,5.

Flambage

Lorsqu'une éprouvette est soumise à un effort de compression, il peut se produire un phénoméne de flambage lié à la présence de défauts et entraînant l'instabilité du systéme. Lorsque l'on parle de flambage, l'hypothése des petites déformations généralement admise en résistance des matériaux n'est plus valable. Pour écrire les équations d'équilibre de l'éprouvette, il est nécessaire de se placer sur sa configuration déformée. Ceci revient donc à postuler que la poutre se déforme.

3. Lorsqu'un matériau conducteur est traversé par un courant alternatif, le champ magnétique induit provoque une circulation privilégiée du courant en périphérie.

L'éprouvette est positionnée entre les deux mors, donc d'un point de vue mécanique elle est encastrée à une extrémité en A et en liaison glissiére à l'autre extrémité en B, comme représenté figure E.1.

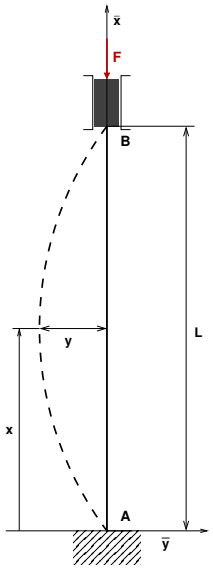


FIGURE A.5: éprouvette encastrée à ses extrémités, soumise à un effort axial de compression

Méthode d'Euler En supposant que le plan (O,x,y) est le plan de symétrie des charges, l'étude de l'équilibre de l'éprouvette permet d'écrire les torseurs de liaison aux points A et B, avec :

$$\vec{R_A} = -\vec{R_B} = F.x \tag{4}$$

$$\vec{M_A} = -\vec{M_B} = -\mu.z \tag{5}$$

Le torseur des forces de cohésion s'écrit en G, centre de la section droite de coordonnées (x,y). L'expression du moment fléchissant est :

$$M_{f_z} = -yF + \mu \tag{6}$$

L'expression de la déformée pour une sollicitation de flexion vaut $EI_{G_z}y'' = M_{f_z}$, soit ici :

$$y'' + k^2.y = k^2\frac{\mu}{G} \quad \text{avec} \quad k^2 = \frac{F}{EI_{G_z}} \tag{7}$$

L'équation différentielle précédente du second ordre linéaire à coefficients constants avec second membre a pour solution générale :

$$y = A.cos(k.x) + B.sin(k.x) + \frac{\mu}{F} \tag{8}$$

Les conditions aux limites, dans la configuration représentée figure E.1 sont :

– en x = 0, y = 0, ce qui entraîne $A = -\frac{\mu}{F}$
– en x = 0, y' = 0, ce qui entraîne $B = 0$
– en x = L, y = 0, ce qui entraîne :

$$A.cos(k.L) + \frac{\mu}{L} = 0 \quad \text{avec B = 0} \tag{9}$$

$$\Rightarrow cos(k.L) = 1 \quad \text{car} \quad A = -\frac{\mu}{F} \tag{10}$$

$$\Rightarrow k.L = 2n.\pi \tag{11}$$

– en x = L, y'= 0 ce qui entraîne A.k.sin(k.l) = 0 (avec B = 0)

La valeur choisie pour n doit satisfaire la condition $A.k.sin(k.l) = 0$, ce qui est le cas quelle que soit sa valeur, avec (n = 1 ;2 ;3...). Comme $k^2 = \frac{F}{EI_{G_z}}$, avec la relation $k.L = 2n.\pi$, on obtient $F_c = n^2 \frac{\pi^2 EI_{G_z}}{\left(\frac{L}{2}\right)^2}$ où la plus petite valeur de F_c est obtenue pour n = 1.

Il est possible d'exprimer cette relation sous la forme généerale :

$$F_c = \frac{\pi^2 EI_{G_z}}{l^2} \tag{12}$$

Élancement Le flambement intervient lorsque l'éprouvette est soumise à un effort de compression axial. Un coefficient λ est défini pour distinguer les cas où un calcul en flambement est nécessaire des cas où un calcul en compression est suffisant :

$$\lambda = \frac{L}{\rho} \tag{13}$$

où $\rho = \sqrt{\frac{I_{G_z}}{S}}$ est le rayon de giration de la section droite de surface S et de moment quadratique $I_{G_z} = \frac{\pi D^4}{32}$.

Pour déterminer la charge critique d'Euler, on utilise l'équation de la déformée en flexion et le moment fléchissant calculé sur la configuration déformée. L'équation à résoudre est alors une équation différentielle du second ordre à coefficient constant avec ou sans second membre. Dans la majorité des cas, la forme de la solution est donnée par :

$$v(x) = Acos(\omega x) + Bsin(\omega x) + Cx + D \quad \text{avec} \quad \omega = \sqrt{\frac{F_c}{EI_{Gz}}} \tag{14}$$

Pour le dimensionnement au flambement, on utilise deux critéres de sécurité :
– un critére en contrainte : $s \cdot \sigma_{pc} \leq \sigma_e$ (la contrainte pratique de compression ne dépasse pas la limite élastique) ;
– un critére en effort : $s' \cdot F \leq F_c$ (l'effort reste inférieur à la charge critique d'Euler) ;
– s' = 2 s , ce qui conduit à :

$$F = \frac{\sigma_{pc}}{2\sigma_e} F_c \tag{15}$$

Expérimentalement, il s'avére que lorsque le moment fléchissant M_{f_z} est maximum dans l'expression différentielle de la déformée, la contrainte normale totale vaut le double de la contrainte de compression $\sigma_{comp} = \frac{F}{S}$.

Cette contrainte normale $2\sigma_{comp}$ doit étre égale à la contrainte pratique de compression σ_{pc} :

$2 \cdot \frac{F}{S} = \sigma_{pc}$ et avec 31 on obtient :

$$F_c = \sigma_e S \tag{16}$$

En combinant les équations 28, 29 et 32, on fait apparaître la notion d'élancement critique λ_c, donnée par 33, élancement à partir duquel l'éprouvette doit étre calculée au flambement.

$$\lambda_c^2 = \frac{\pi^2 E}{\sigma_e} \tag{17}$$

L'élancement critique dépend donc uniquement des caractéristiques mécaniques du matériau. Dans le cas du Norem, il est alors possible de déterminer cette valeur aux températures d'essai, puisque nous disposons des valeurs du module d'Young et de la limite d'élasticité pour ces températures. Ces valeurs sont détaillés dans le tableau E.1 :

Température (°C)	E (GPa)	σ_e (MPa)	λ_c
20	171	647	51,1
100	194	516	60,9
200	170	448	61,2
300	170	437	62,0
400	177	422	64,3
600	150	382	62,3
800	112	193	75,7
900	87	420	45,2
1000	23	49	68,1

Tableau A.1: Valeur de l'élancement critique λ_c du Norem02 pour différentes températures

D'après les équations 28 et 31, ainsi que les équations d'élancement d'une éprouvette, on obtient :

$$F = \frac{\sigma_{pc} S}{2\left(\frac{\lambda}{\lambda_c}\right)^2} \tag{18}$$

D'après les équations 29 et 34, il vient alors l'expression de la charge maximale admissible d'Euler :

$$F = \sigma_{pc} \cdot \frac{\pi D^4 \lambda_c^2}{64 L^2} \tag{19}$$

Annexe B

Mode opératoire des essais mécaniques sur machine de traction Schenck de l'ambiante à 1000˚C

Cette annexe décrit le mode opératoire suivi lors des essais mécaniques sur machine de traction conventionnelle. Des essais de traction et de dilatométrie libre ont été réalisés au laboratoire d'essais mécanique du LaMCoS, au moyen d'une machine conventionnelle de traction sur laquelle a été ajouté un système externe de chargement thermique par induction [ZS88a, ZS88b, ZS88c].

Éprouvettes

Les éprouvettes sont usinées suivant la géométrie présentée figure B.1. Elles sont rectifiées et rodées de façon à assurer un bon état de surface.

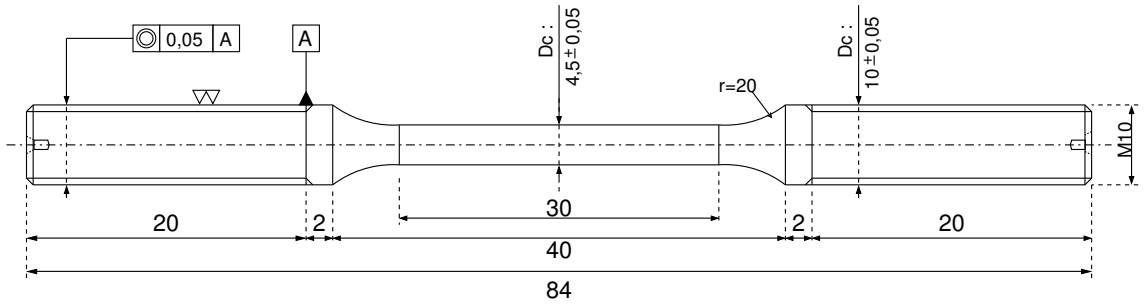


FIGURE B.1: Géométrie des éprouvettes pour essais de traction à froid sur machine de traction Schenk

Le diamètre est plus faible au centre de l'éprouvette afin de s'assurer que la striction ait bien lieu dans la zone où la déformation est mesurée. Des têtes sont vissées à chaque extrémité de l'éprouvette afin de permettre sa fixation dans les mors de la machine de traction. Les têtes utilisées sont usinées dans un matériau à haute limite d'élasticité, afin d'éviter leur plastification au cours des essais. Elles ont également subi une trempe à l'eau.

Dispositif de chargement mécanique

La machine de traction (cf. figure B.2) utilisée permet de réaliser des chargements en traction-compression. Le chargment mécanique imposé lors de ces essais est un chargement de traction mono-axial. La capacité du vérin et de la cellule de charge est de 250kN. Cette valeur peut s'avérer trop importante compte tenu à la fois de la faible section des éprouvettes et du fait qu'un capteur doit être utilisé entre 1 et 100% de sa capacité afin d'avoir des mesures de bonne qualité. Cependant, les réglages effectués permettent de s'affranchir de ces limites, car le bruit constaté sur les courbes d'essais, même à des valeurs d'effort très faibles reste peu élevé.

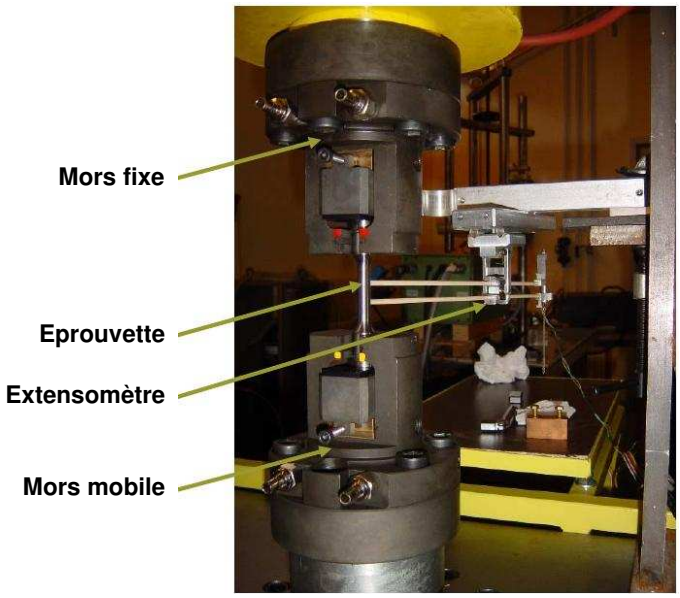


FIGURE B.2: Machine conventionnelle de traction Schenck.

La régulation du vérin hydraulique est assurée par un boîtier MTS permettant de piloter l'essai en fonction des signaux de l'extensomètre, de la force, ou du déplacement de la traverse. La mesure de l'allongement de la zone utile de l'éprouvette est faite par un extensomètre dont les extrémités sont en contact avec l'éprouvette tout au long de l'essai. L'étalonnage de l'extensomètre influe directement sur la justesse de la courbe de traction qui sera tracée à l'issue des essais. Afin de résister aux hautes températures, l'extensomètre est constitué de deux tiges (coûteaux) en alumine. L'extrémité de chacune des tiges, de forme biseautée, est positionnée de part et d'autre de la zone utile, et une pression est appliquée afin que le déplacement des tiges suive celui de la zone utile et d'empêcher tout glissement. L'écartement initial des coûteaux en céramique de l'extensomètre est de 15mm. La longueur importante des tiges de l'extensomètre permet au capteur inductif mesurant les variations de l'entre-axe entre les tiges de ne pas être influencé par le champ électromagnétique induit par le mode de chauffage par induction. La précision de l'extensomètre est estimée à $\pm$1,25% en prenant en compte l'écart à la linéarité du capteur

[Cav98]

Comme il a été dit, le pilotage d'un essai peut être fait en effort, en déplacement ou en déformation. C'est-à-dire que le boîtier de commande MTS impose une consigne à la machine de traction, et les capteurs renvoient un signal de retour correspondant. Les trois types de pilotage ont été testés, l'asservissement en déformation étant incontestablement celui donnant les résultats les moins bruités. C'est donc celui qui sera conservé pour la suite de la campagne d'essai. Toutefois, il faut signaler que le pilotage en déformation demande un lourd travail de réglage de l'extensomètre, afin de réduire au maximum le bruit du signal mesuré. Les procédures d'étalonnage et de réglages ne seront toutefois pas détaillées ici.

Dispositif de chargement thermique

Le dispositif de chargement mécanique est couplé avec un dispositif de chargement thermique, afin d'effectuer les essais à des températures supérieures à la température ambiante. Dans le cas présent, le chauffage est effectué par induction.

Ce dispositif se présente sous la forme d'un générateur de courant continu relié à une arrivée d'eau. Sur ce boitier est mis en place l'inducteur, qui prend la forme d'un tube en cuivre de section ronde, de diamètre 4 mm, refroidi par circulation d'eau. Lorsque l'éprouvette est placée dans l'inducteur, le champ magnétique y induit des courants de Foucault, générant des quantités précises de chaleur propre et localisée sans aucun contact physique entre la pièce et l'inducteur. Il faut alors définir la géométrie de l'inducteur utilisé car elle est directement reliée à la géométrie du champ magnétique obtenu.

Les vitesses de chauffe pouvant être atteintes par ce type de chauffage sont relativement élevées. Toutefois, ces valeurs sont largement inférieures à celles pouvant être obtenues en chauffage par effet Joule, notamment avec la Gleeble. En chauffage par induction, la géométrie de l'éprouvette, ainsi que le matériau influent énormément les vitesses maximales de chauffe. Dans le cas qui nous intéresse, le Norem02 est un matériau magnétique, tout du moins dans la gamme de température [20˚C-800˚C] pour laquelle sera utilisé ce mode de chauffage. D'autre part, les éprouvettes sont de taille réduite B.1, donc la quantité de matière à chauffer est faible. Tout ceci laisse supposer que les vitesses de chauffe maximales seront importantes.

Une caractéristique importante à souligner en chauffage par induction est la profondeur de pénétration, ou encore profondeur de peau. L'intensité du flux de courant induit dans l'éprouvette est à son maximum en surface, et diminue rapidement sous la surface. Lors des esasis, les thermocouples permettant le contrôle de la température sont disposés en peau, ce qui laisse donc penser que la température à coeur est inférieure à la température de prescription. Toutefois, ce propos est à nuancer, car s'il est vrai que la température à coeur sera plus faible que la température mesurée par les thermocouples au cours du cycle de chauffe, ces températures devraient être sensiblement plus proches au cours de l'essai de traction, car un palier de maintien de la température durant 10 minutes est systématiquement respecté au cours des essais. Ce point est important, car il faut impérativement que la température de l'éprouvette soit la plus uniforme possible dans la

zone utile tout au long de l'essai, les différences maximales acceptables étant de 5˚C pour les essais réalisés à 1000˚C d'après la norme NF EN 10002-5.

Géométrie de l'inducteur

Afin d'obtenir un champ de température uniforme dans la zone utile de l'éprouvette dans le sens longitudinal, la géométrie de l'inducteur doit être prise en compte. En effet, en chauffage par induction, le champ de température reflète la géométrie de l'inducteur, donc celui-ci détermine non seulement la vitesse de chauffe maximale atteignable, mais aussi l'uniformité du champ de température.

Le flux magnétique est plus concentré à mi-longueur d'un solénoïde qu'en début et en fin. Le flux de chaleur apporté à l'éprouvette sera donc également plus important dans cette zone, qui correspond à la moitié de la hauteur totale de la spire, dans le cas général où la spire est symétrique. Il est alors nécessaire de caractériser la spire, afin que le flux magnétique soit le plus uniforme possible. Plusieurs solutions sont envisageables : le diamètre de la spire peut être modifié afin d'augmenter sa distance à l'éprouvette et de réduire le flux dans certaines zones, ou, plus comunément, le nombre de boucles de la spire peut être réduit au centre.

D'autre part, le champ de température étant l'image de la géométrie de la spire, celui-ci a souvent une forme en spirale (barber poiling). Pour remédier à ce problème, une rotation de l'éprouvette peut être effectuées au cours du cycle de chauffe, à une vitesse n'excédant pas 10 rotations au cours du cycle de chauffe. Toutefois, ce procédé ne semble pas envisageable pour les essais sur la machine conventionnelle de traction.

Une alternative est alors d'utiliser des tubes en cuivre plats, ou en acollant un liner à la spire [ZS88a]. Le liner est un ruban de cuivre brasé sur le tube. Dans les deux cas, les tubes plats (ou à section rectangulaire) et le liner doivent être disposés de façon à ce que leur face de dimension la plus importante soit orientée parallèlement à l'éprouvette. Ainsi la surface conductrice est plus importante, ce qui créé un champ magnétique plus large pour chaque boucle. En pratique, la solution la plus généralement employée est l'utilisation de tube à section carrée, qui permettent aux industriels de fournir des inducteurs présentant à la fois une meilleure uniformité de champ magnétique qu'avec l'utilisation de tubes à section ronde, et des vitesses de chauffe plus importante qu'avec l'utilisation de tubes à sections rectangulaires ou circulaires avec liner.

Le champ de température n'a pas été calculé par simulation, bien que certains codes permettent de le faire, principalement car le calcul à mettre en oeuvre est lourd et nécessiterait de prendre en compte toutes les pièces à proximité de l'inducteur au cours d'un essai, également car il n'y a pas de données connues sur le matériau à étudier, le Norem, concernant sa conductivité électrique en fonction de la température.

La géométrie doit donc être détemrinée expérimentalement. La démarche employée est une démarche empirique : plusieurs géométrie d'inducteurs ont été successivement utilisées afin de définir la contribution de chaque paramètre géométrique de la spire sur l'uniformité du champ de température.

Quatre cas tests ont été réalisés en utilant les différentes géométries d'inducteurs

disponibles au LaMCoS et compatibles avec l'éprouvette d'essai. Pour chacun de ces essais, 7 thermocouples ont été microsoudés sur une éprouvette de diamètre 10 mm comme on le voit figure B.3, ensuite sur une éprouvette de diamètre 6 mm identique à celles utilisées lors des essais de traction à basse température. Les thermocouples sont espacés de 5 mm, et sont répartis sur la zone utile de l'éprouvette, de -15 à +15 mm par rapport à son centre. Le thermocouple central sert de consigne. C'est donc à ce point de l'éprouvette que la température sera contrôlée.

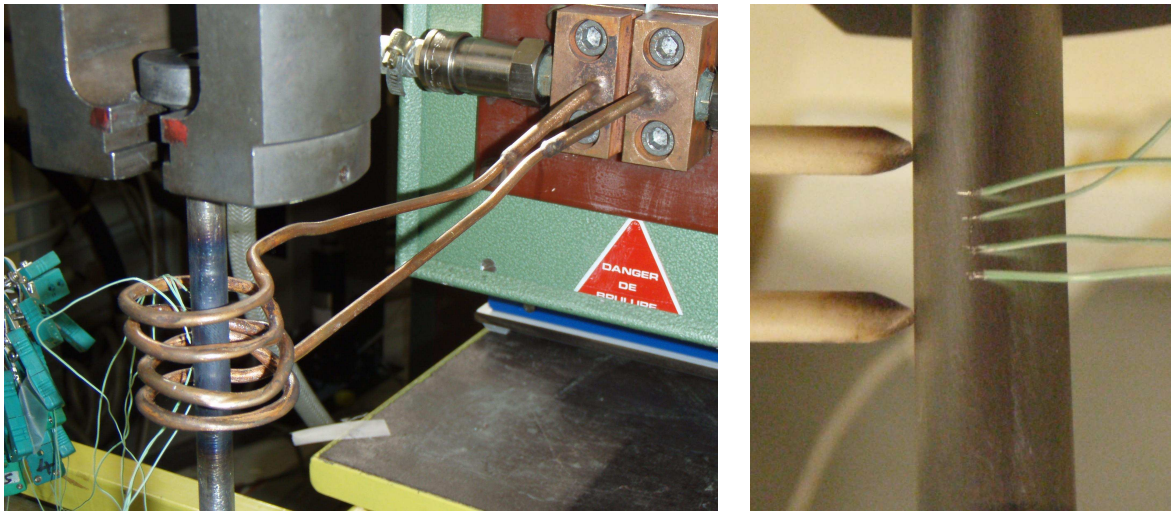


FIGURE B.3: Microsoudage des thermocouples et inducteur 4 boucles

Lors de l'étude, chaque éprouvette subit un chargement mécanique et thermique identique. Celui-ci est présenté figure B.5. Sous effort nul, l'éprouvette est chauffée à 600°C, à une vitesse de chauffe de $10°C.s^{-1}$. Cette température est ensuite maintenue durant 1 minute, avant le refroidissement à l'air libre. Durant toute la durée de l'essai, les mors ainsi que l'inducteur sont refroidis par une circulation d'eau.

Les géométries des inducteurs utilisés au cours de l'étude sont présentées figure B.4. Les températures de pic sont mesurées le long de l'éprouvette par l'intermédiaire de 8 thermocouples. Les distributions de température obtenues pour chacune des géométrie d'inducteurs testées peuvent être visualisées figure B.7. Une zone de 15 mm permet de souligner la partie la plus importante de ce graphique, car c'est dans cette zone que sera placé l'extensomètre au cours des essais de traction. Il est donc impératif que le champ de température soit uniforme dans cette zone.

Il apparaît à la lecture du tableau B.1 récapitulant les données importantes présentées figure B.7 que le nombre de boucles de l'inducteur a une incidence sur le gradient thermique, puisque un nombre supérieur de boucles a tendance à l'abaisser. Cependant, cette conclusionest à nuancer, car comme on peut le voir sur la représentation schématique des inducteurs figure B.7, l'inducteur à 3 boucles est le seul à présenter une spire à hauteur du centre de l'éprouvette. Logiquement, le maximum du flux magnétique créé sera observé

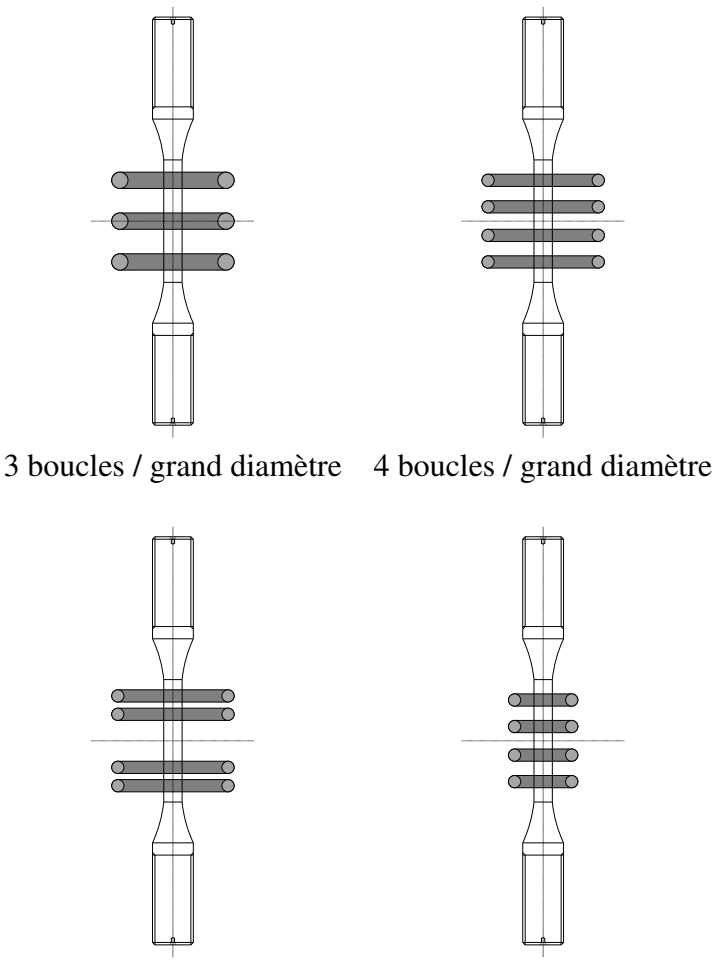


FIGURE B.4: Géométrie des inducteurs dans les 4 cas tests étudiés

Type d'inducteur	Temp. à -7,5 mm	Temp. à +7,5 mm	Temp. au centre	Gradient thermique
3 spires, ∅ élevé	562 °C	561 °C	602 °C	5,4 °C.mm^{-1}
4 spires, ∅ élevé	571 °C	569 °C	602 °C	4,3 °C.mm^{-1}
4 spires, ∅ faible	578 °C	576 °C	602 °C	3,3 °C.mm^{-1}
4 spires 2+2, ∅ élevé	575 °C	580 °C	603 °C	3,4 °C.mm^{-1}

Tableau B.1: Températures atteintes au centre de l'éprouvette et aux extrémités de la zone de placement de l'extensomètre

au centre de l'éprouvette, d'abord car on a dit que le flux magnétique était plus importante à mi-longueur de l'inducteur, et ensuite car le champ magnétique est la somme des contribution de la spire et des spires voisines. Le gradient thermique plus élevé observé pour l'inducteur à 3 spires est donc à expliquer par la présence d'une boucle à hauteur du

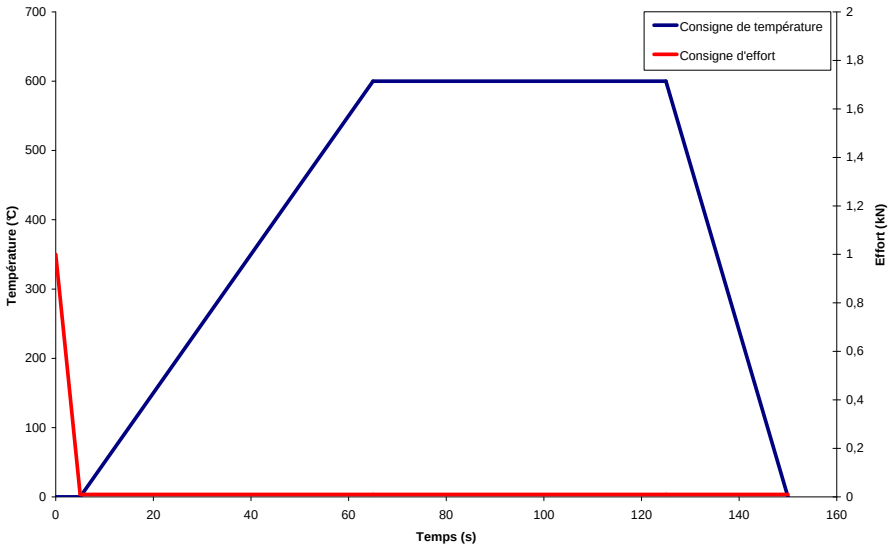


FIGURE B.5: Chargement thermique et mécanique durant chaque essai d'inducteurs.

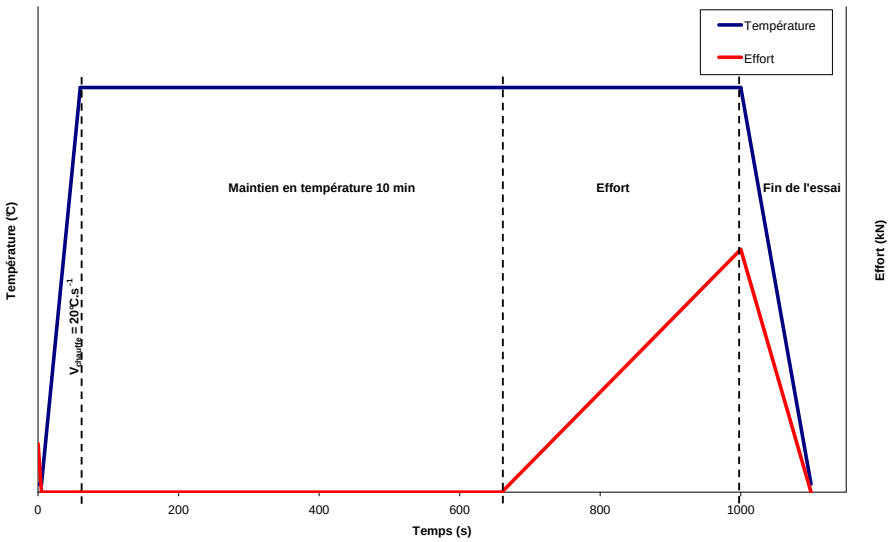


FIGURE B.6: Chargement thermique et mécanique durant un essai de traction.

centre de l'éprouvette.

Une autre conclusion qui apparaît à la lecture de ce tableau est qu'une réduction de diamètre des boucles à tendance à réduire le gradient thermique.

À l'issue de cette étude, on est alors en mesure de définir la géomtrie d'inducteur adaptée au type d'éprouvettes utilisées. Celle-ci, présentée figure B.8, est constituée d'une boucle centrale de diamètre élevé et de deux boucles de faible diamètre situées de part et d'autre de la zone utile. Ce faible diamètre a alors pour but de concentrer le flux magnétique apporté dans ces zones et donc d'augmenter l'apport calorifique. Le gradient thermique obtenu dans la zone centrale de l'éprouvette [-7,5mm ;+7,5mm] est de 1,9

$^{\circ}C.mm^{-1}$. Il est donc nettement meilleur que celui obtenu avec les géométrie précédentes. Toutefois, les écarts de température dans la zone calibrée de l'éprouvette sont de l'ordre de 10 à 15°C lors des différents essais, alors que la norme relative aux essais de traction à chaud [AFN92] requiert un écart maximal de 3°C.

Choix des températures et des vitesses de sollicitation

Les essais de traction sont réalisés sur une gamme de température allant de la température ambiante à 1000°C. Ils sont effectués à vitesse imposée. Les vitesses choisies dans le cadre des essais sur machine de traction conventionnelle sont de 2.10^{-5} à 10^{-4} s^{-1}. Ces vitesses sont faibles en comparaison des vitesses de déformation intervenant lors d'une opération de soudage et correspondent à des essais de traction en quasi-statique. La procédure de réalisation des essais de traction est définie conformément à la norme NF EN 10002-5 relative aux essais de traction à chaud. L'allure d'un cycle de chargement thermomécanique est représentée figure B.6.

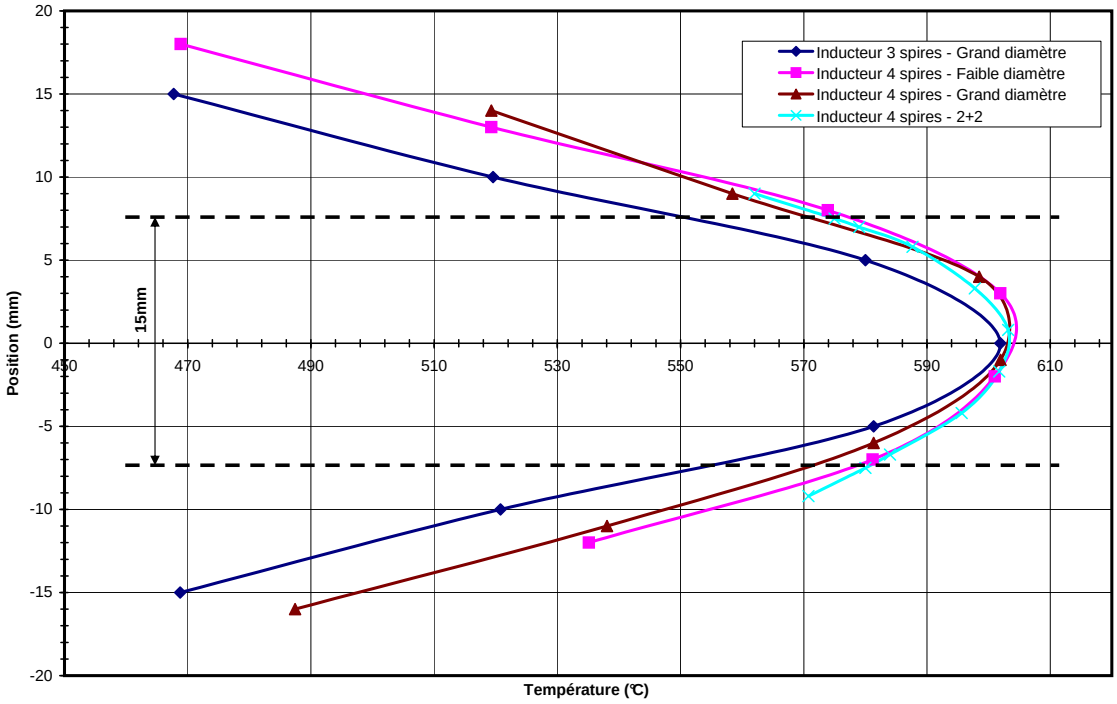
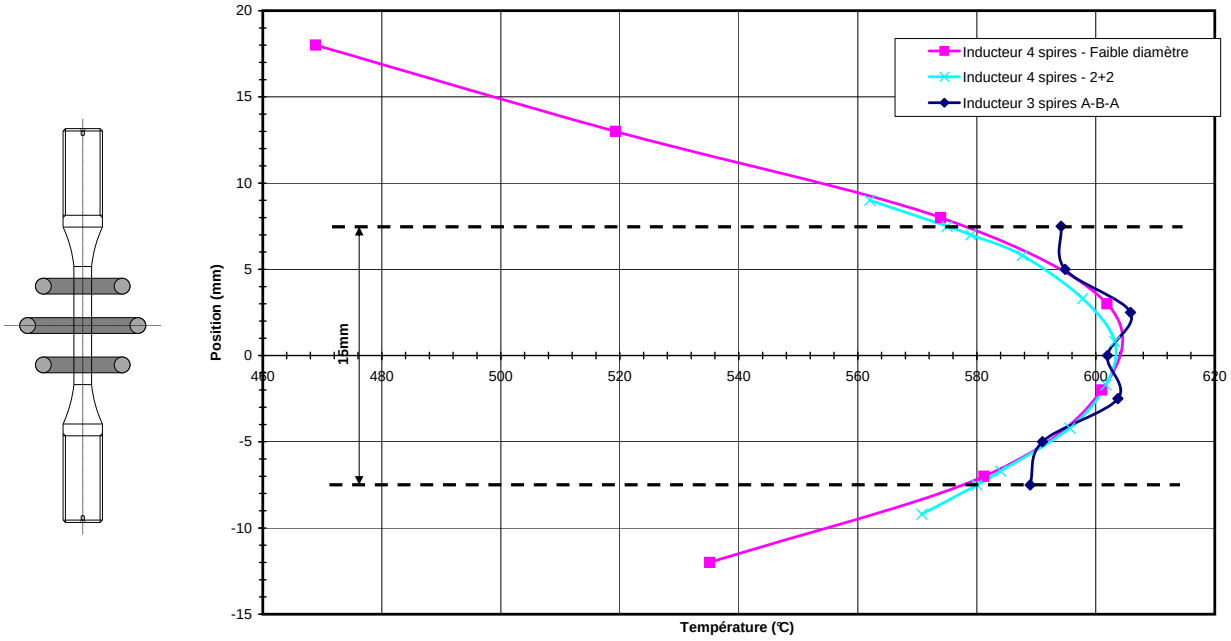


FIGURE B.7: Température de pic mesurée le long de l'éprouvette pour chaque géométrie d'inducteur



3 boucles A-B-A — Température de pic comparée aux deux meilleures géométries précédentes

FIGURE B.8: Géométrie de l'inducteur 3 spires A-B-A développé (à gauche) - comparaison entre l'inducteur 3 spires A-B-A développé et les géométries 4 spires de faible diamètre et 4 spires espacées (2+2) (à droite).

Annexe C

Présentation de la société Atinox

Les dépôts de Norem02 destinés aux mesures en cours et à l'issue du soudage ont été réalisées par Atinox. La société, basée à l'Étrat (42) est spécialisée en assemblage et finition aluminium, titane et inox pour les secteurs du nucléaire et médical.

Mesure de température lors du soudage d'autres plaques

Cette annexe présente les mesures effectuées lors des essais de soudage sur plaque droite et sur disque. Elles sont similaires à celle présentées dans le mémoire, à la différence que le nombre de passe n'est pas le même. On rappelle ici la géométrie des plaque, la disposition des thermocouples , des LVDT, le type de mesures effectuées et les résultats.

Support des plaques et des instruments de mesure

Afin de définir avec certitude les conditions limites mécaniques et thermiques, un support est utilisé. Sa géométrie est présentée figure C.1 page 184.

Les géométries des pièces supportant les capteurs LVDT de déplacement sont présentées figure C.2 page 185.

Calibration du dispositif de stéréo-corrélation

Le système de stéréo-corrélation utilise plusieurs cibles d'étalonnage positionnées dans des orientations différentes. L'acquisition d'images où la cible de calibrage est visible dans les deux caméras dans toutes les images permet l'étalonnage du système. Toute modification de la position des caméras entraine la nécessité de calibrer à nouveau le système. Les paramètres de calibration utilisés lors des essais sont donnés dans le tableau C.1.

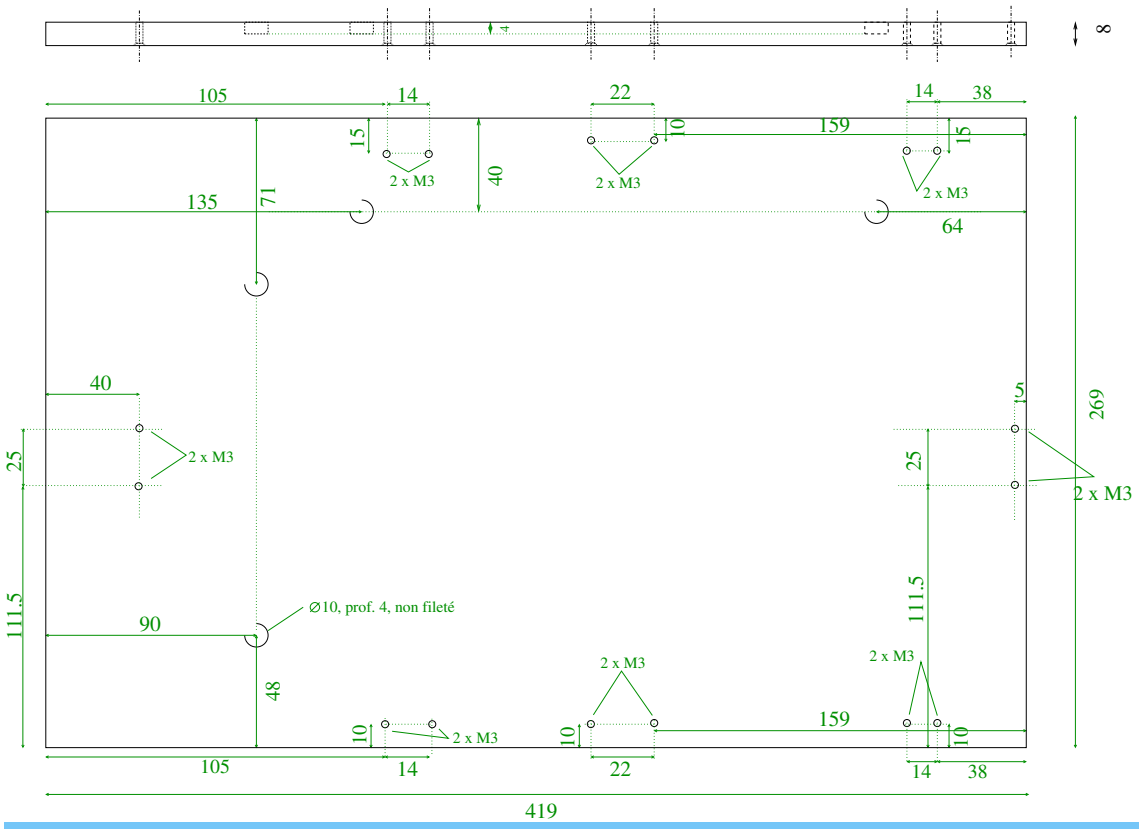
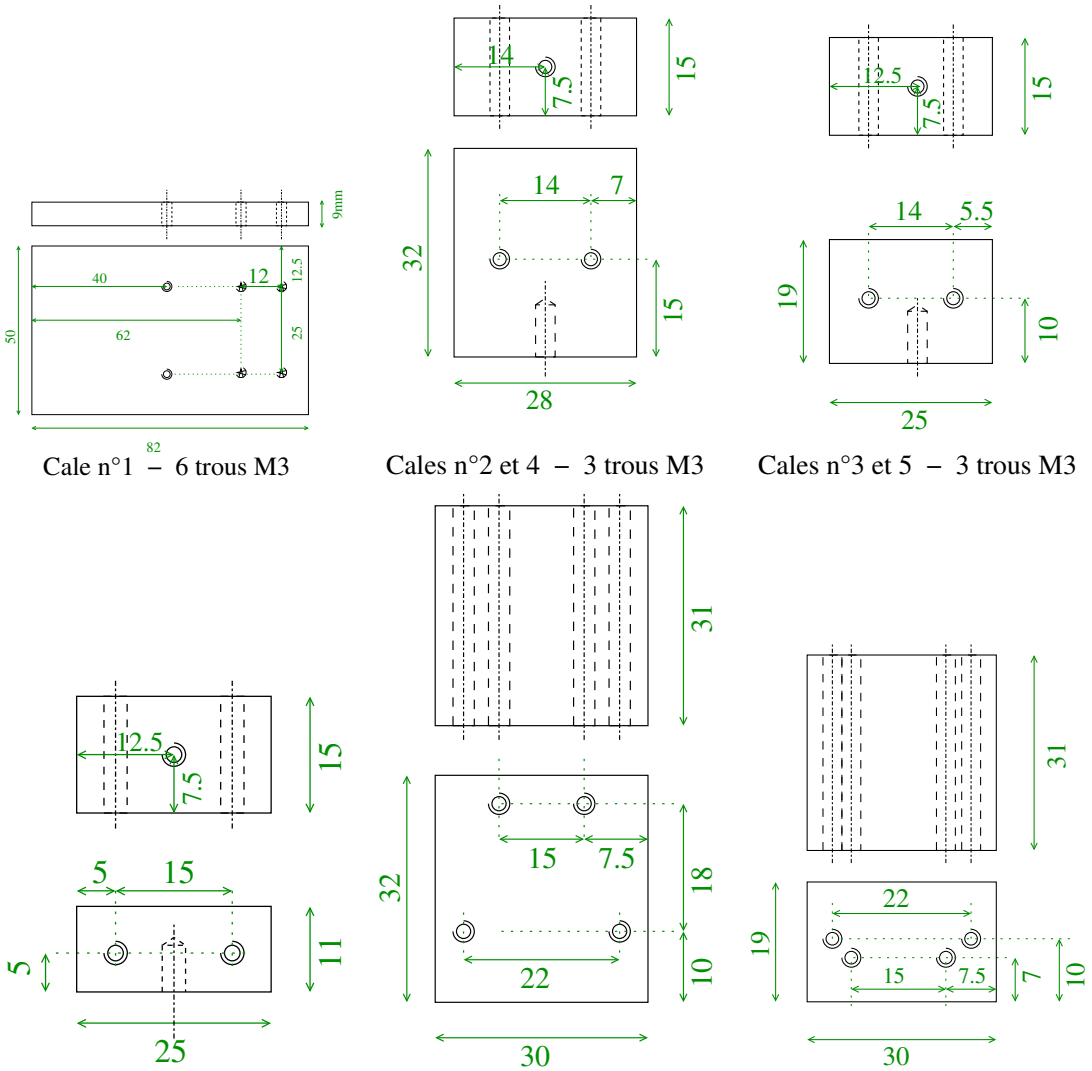


FIGURE C.1: Pièce supportant la plaque soudée



Cale n°1 – 6 trous M3 | Cales n°2 et 4 – 3 trous M3 | Cales n°3 et 5 – 3 trous M3

Cale n°6 – 3 trous M3 | Cale n°7 – 4 trous M3 | Cale n°8 – 4 trous M3

FIGURE C.2: Pièces supportant les capteurs LVDT

	Camera 1	Camera 2	Transformation	
Center x	2467.09 pixels	2445.27 pixels	Alpha	0.0334032˚
Center y	1633.73 pixels	1630.34 pixels	Beta	15.9695˚
Focal length x	8835.25 pixels	8844.05 pixels	Gamma	0.085477˚
Focal length y	8838.79 pixels	8848.34 pixels	Tx	-179.449 mm
Skew	-3.69571	-3.92088	Ty	-0.283717 mm
Kappa 1	0.0364749	0.0379214	Tz	33.5635 mm
Kappa 2	0	0	Baseline	182.571 mm
Kappa 3	0	0		

Tableau C.1: Paramètres de calibration.

Annexe D

Procédure d'observation de la microstructure du Norem02 par microscopie

Cette annexe décrit le mode opératoire suivi lors des observations microstructurales du Norem02 par microscopie. La description présentée ici est très brève et a seulement pour objectif de compléter la description du mode opératoire faite au chapitre 2. Une part de ce travail exploratoire ayant été mené par E. Gauthier, le lecteur pourra se reporter pour plus de détails à [GMG09] et [BMG$^+$11].

Préparation des échantillons

Le matériau étudié se présente sous la forme de coupons parallélipédique en 316L sur lequel est déposé, par soudage multipasses, plusieurs couches de Norem02. Le Norem02 est dans un premier temps découpé afin d'obtenir des échantillons de petite taille observable par les différents moyens de microscopie. Un soin particulier est porté dans le choix des zones de découpe, afin de prélever la matière au coeur du dépôt. Le repérage de ces zones permet de distinguer la microstructure des premières passes de soudage, où le métal de base est dilué dans le métal d'apport (même si l'on rappelle qu'une des particularités du procédé de soudage PTA est d'obtenir un taux de dillution plus faible que dans les autres procédés de soudage à l'arc électrique), de la passe superficielle où aucun traitement thermique ultérieur ne vient modifier la microstructure après dépôt, des passes dites « à coeur » où chaque passe déposée subi un revenu dû au dépôt de la passe suivante.

Les échantillons sont ensuite enrobés à froid ou à chaud suivant leur taille. L'enrobage à froid se fait grâce à une résine époxy mélangée à un thermodurcissant. L'enrobage à chaud est quant à lui automatisé grâce à une enrobeuse Struers, l'obtention de pièces calibrées permet l'automatisation du polissage mécanique. Les échantillons subissent un polissage mécanique sur quatre papiers abrasifs de granulométrie décroissante selon les temps et les efforts présentés dans le tableau D.1.

Afin de révéler la microstructure et les gradients de composition, le polissage mécanique est suivi d'une attache chimique. Les solutions de Nital 2% et 4% classiquement utilisées en métallographie n'ont pas d'effet sur le Norem. Deux attaques électrolytiques sont donc effectuées, la première par une solution de soude à 10% sous une tension de 1,7 V pendant 30 secondes, destinées à colorer la ferrite et les carbures de chrome. La

seconde par une solution d'acide oxalique sous une tension de 1,7 V durant 2 minutes.

Granulométrie	Durée	Effort exercé
68μm	6 min	25 N
9μm	6 min	25 N
3μm	6 min	25 N
1μm	6 min	25 N

Tableau D.1: Étapes successives de polissage du Norem02 sur polisseuse Struers RotoPol-31 [GMG09]

Les analyses micrographiques (microscopie optique, microscopie électronique à balayage) suivent les procédures standard employées en métallurgie.

Annexe E

Dimensionnement des éprouvettes de traction-compression

Cette annexe présente la méthode de dimensionnement des éprouvettes de traction-compression afin d(’éviter le flambage en cours d’essais.

Préparation des échantillons

La préparation des éprouvettes suit les mêmes procédures que pour celles destinées aux essais de dilatométrie libre ou de traction. Des cylindres de Norem02 sont d’abord prélevés par électro-érosion dans les coupons de Norem, et sont ensuite mises aux dimensions par usinage conventionnel.

Procédure expérimentale

Ces essais sont réalisés sur la machine Gleeble 3500 du LaMCoS. Cette campagne expérimentale vise à caractériser le comportement du Norem02 soumis à des contraintes thermiques et mécaniques comparables à celles subies lors d’un rechargement PTA. Ce procédé implique donc de caractériser le matériau sous sollicitations cycliques. En effet, le soudage PTA consiste en un dépôt non rectiligne de métal en fusion, réalisé de plus en plusieurs couches, ce qui implique nécessairement un mode de chargement du matériau qui évolue de la traction à la compression pendant le dépôt de chaque passe de faon successive. La plage de température couverte par l’expérimentation étant trés large, il est nécessaire d’optimiser la quantité d’essais menés par échantillon. Ces essais sont isothermes. Le plan des essais de traction-compression est détaillé dans le tableau 6 : De la méme maniére que pour les essais de traction, la contrainte maximale exercée lors des essais cycliques ne devra jamais étre inférieure à 25% de la capacité des mors. Les éprouvettes doivent étre conçues pour permettre des chargements de traction-compression sans présenter trop de risques de flambage et avec des concentrations de contrainte aussi faibles que possible. Un bon compromis entre ces deux impératifs est en général trouvé avec une longueur de zone cylindrique limitée à 2 ou 3 fois le diamètre et des congés de raccordement toriques de rayon assez élevé (supérieur à 5 fois le diamètre). En effet, les éprouvettes à profil torique présentent plusieurs avantages :

– la déformation est localisée au centre de l'éprouvette où le diamètre est minimal ;
– la striction a lieu à l'endroit précis où est effectuée la mesure de la déformation. Enfin, le rapport entre les sections de la téte et de la partie utile doit être supérieur à 1,5.

Flambage

Lorsqu'une éprouvette est soumise à un effort de compression, il peut se produire un phénoméne de flambage lié à la présence de défauts et entraénant l'instabilité du systéme. Lorsque l'on parle de flambage, l'hypothése des petites déformations généralement admise en résistance des matériaux n'est plus valable. Pour écrire les équations d'équilibre de l'éprouvette, il est nécessaire de se placer sur sa configuration déformée. Ceci revient donc à postuler que la poutre se déforme.

L'éprouvette est positionnée entre les deux mors, donc d'un point de vue mécanique elle est encastrée à une extrémité en A et en liaison glissiére à l'autre extrémité en B, comme représenté figure E.1.

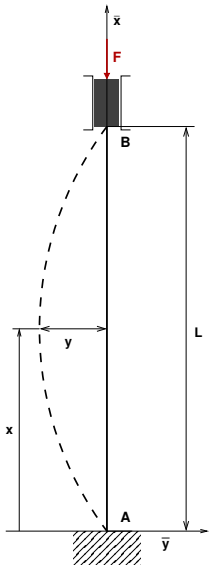


FIGURE E.1: éprouvette encastrée à ses extrémités, soumise à un effort axial de compression

Méthode d'Euler En supposant que le plan (O,x,y) est le plan de symétrie des charges, l'étude de l'équilibre de l'éprouvette permet d'écrire les torseurs de liaison aux points A et B, avec :

$$\vec{R_A} = -\vec{R_B} = F.x \tag{20}$$

$$\vec{M_A} = -\vec{M_B} = -\mu.z \tag{21}$$

Le torseur des forces de cohésion s'écrit en G, centre de la section droite de coordonnées (x,y). L'expression du moment fléchissant est :

$$M_{f_z} = -yF + \mu \tag{22}$$

L'expression de la déformée pour une sollicitation de flexion vaut $EI_{G_z}y'' = M_{f_z}$, soit ici :

$$y'' + k^2.y = k^2\frac{\mu}{G} \quad \text{avec} \quad k^2 = \frac{F}{EI_{G_z}} \tag{23}$$

L'équation différentielle précédente du second ordre linéaire à coefficients constants avec second membre a pour solution générale :

$$y = A.cos(k.x) + B.sin(k.x) + \frac{\mu}{F} \tag{24}$$

Les conditions aux limites, dans la configuration représentée figure E.1 sont :
- en x = 0, y = 0, ce qui entraîne $A = -\frac{\mu}{F}$
- en x = 0, y' = 0, ce qui entraîne $B = 0$
- en x = L, y = 0, ce qui entraîne :

$$A.cos(k.L) + \frac{\mu}{L} = 0 \quad \text{avec B = 0} \tag{25}$$

$$\Rightarrow cos(k.L) = 1 \quad \text{car} \quad A = -\frac{\mu}{F} \tag{26}$$

$$\Rightarrow k.L = 2n.\pi \tag{27}$$

- en x = L, y'= 0 ce qui entraîne A.k.sin(k.l) = 0 (avec B = 0)

La valeur choisie pour n doit satisfaire la condition $A.k.sin(k.l) = 0$, ce qui est le cas quelle que soit sa valeur, avec (n = 1 ;2 ;3...). Comme $k^2 = \frac{F}{EI_{G_z}}$, avec la relation $k.L = 2n.\pi$, on obtient $F_c = n^2\frac{\pi^2 EI_{G_z}}{\left(\frac{L}{2}\right)^2}$ où la plus petite valeur de F_c est obtenue pour n = 1.

Il est possible d'exprimer cette relation sous la forme généerale :

$$F_c = \frac{\pi^2 EI_{G_z}}{l^2} \tag{28}$$

Élancement Le flambement intervient lorsque l'éprouvette est soumise à un effort de compression axial. Un coefficient λ est défini pour distinguer les cas où un calcul en flambement est nécessaire des cas où un calcul en compression est suffisant :

$$\lambda = \frac{L}{\rho} \tag{29}$$

où $\rho = \sqrt{\frac{I_{G_z}}{S}}$ est le rayon de giration de la section droite de surface S et de moment quadratique $I_{G_z} = \frac{\pi D^4}{32}$.

Pour déterminer la charge critique d'Euler, on utilise l'équation de la déformée en flexion et le moment fléchissant calculé sur la configuration déformée. L'équation à résoudre est alors une équation différentielle du second ordre à coefficient constant avec ou sans second membre. Dans la majorité des cas, la forme de la solution est donnée par :

$$v(x) = A\cos(\omega x) + B\sin(\omega x) + Cx + D \quad \text{avec} \quad \omega = \sqrt{\frac{F_c}{EI_{Gz}}} \tag{30}$$

Pour le dimensionnement au flambement, on utilise deux critéres de sécurité :
- un critére en contrainte : $s \cdot \sigma_{pc} \leq \sigma_e$ (la contrainte pratique de compression ne dépasse pas la limite élastique) ;
- un critére en effort : $s' \cdot F \leq F_c$ (l'effort reste inférieur à la charge critique d'Euler) ;
- s' = 2 s , ce qui conduit à :

$$F = \frac{\sigma_{pc}}{2\sigma_e} F_c \tag{31}$$

Expérimentalement, il s'avére que lorsque le moment fléchissant M_{f_z} est maximum dans l'expression différentielle de la déformée, la contrainte normale totale vaut le double de la contrainte de compression $\sigma_{comp} = \frac{F}{S}$.

Cette contrainte normale $2\sigma_{comp}$ doit étre égale à la contrainte pratique de compression σ_{pc} :

$2 \cdot \frac{F}{S} = \sigma_{pc}$ et avec 31 on obtient :

$$F_c = \sigma_e S \tag{32}$$

En combinant les équations 28, 29 et 32, on fait apparaétre la notion d'élancement critique λ_c, donnée par 33, élancement à partir duquel l'éprouvette doit étre calculée au flambement.

$$\lambda_c^2 = \frac{\pi^2 E}{\sigma_e} \tag{33}$$

L'élancement critique dépend donc uniquement des caractéristiques mécaniques du matériau. Dans le cas du Norem, il est alors possible de déterminer cette valeur aux températures d'essai, puisque nous disposons des valeurs du module d'Young et de la limite d'élasticité pour ces températures. Ces valeurs sont détaillés dans le tableau E.1 :

D'après les équations 28 et 31, ainsi que les équations d'élancement d'une éprouvette, on obtient :

$$F = \frac{\sigma_{pc} S}{2\left(\frac{\lambda}{\lambda_c}\right)^2} \tag{34}$$

D'après les équations 29 et 34, il vient alors l'expression de la charge maximale admissible d'Euler :

$$F = \sigma_{pc} \cdot \frac{\pi D^4 \lambda_c^2}{64 L^2} \tag{35}$$

Température (°C)	E (GPa)	σ_e (MPa)	λ_c
20	171	647	51,1
100	194	516	60,9
200	170	448	61,2
300	170	437	62,0
400	177	422	64,3
600	150	382	62,3
800	112	193	75,7
900	87	420	45,2
1000	23	49	68,1

Tableau E.1: Valeur de l'élancement critique λ_c du Norem02 pour différentes températures

Méthode de Dutheil La méthode de Dutheil [Dut51] permet de déterminer la valeur critique de flambement d'une éprouvette quelque soit son élancement.

En considérant que l'éprouvette fléchit sous l'action d'une force F, les contraintes normales en un point de la section droite S sont les contraintes normales dues à une sollicitation composée de flexion et de compression, soit :

$$|\sigma|_{max} = \frac{F}{S} + \frac{M_f}{\frac{I_{G_z}}{x}} \tag{36}$$

où x est la distance maximale entre la fibre neutre et l'ordonnée du point où est calculée la contrainte.

En considérant que l'éprouvette présente une fléche initiale a en son milieu, la fléche maximale f en ce méme point est donnée par :

$$f = \frac{a}{1 - \frac{F}{F_c}} \tag{37}$$

Le moment de flexion maximal vaut alors :

$$|M_{f_z}|_{max} = F.f \tag{38}$$

et l'équation 36 devient :

$$|\sigma|_{max} = \frac{F}{S} + \sigma_0 \cdot \frac{F}{F_c - F} \quad \text{avec} \tag{39}$$

avec :

$$\begin{cases} F_c = \frac{\pi^2 E I_{G_z}}{L^2} \text{ d'après l'équation 28;} \\ \sigma_0 = \frac{\pi^2 E a x}{L^2}. \end{cases} \tag{40}$$

Pour une charge $F = \sigma.S$ respectant la condition $\sigma \leq \sigma_e$, l'équation 39 devient :

$$\sigma^2 - \sigma(\sigma_e + \sigma_c + \sigma_0) + \sigma_c\sigma_e \geq 0 \tag{41}$$

En posant $\sigma_t = \sigma_e + \sigma_c + \sigma_0$, la résolution de l'équation 41 donne alors la contrainte de ruine :

$$\sigma \leq \frac{\sigma_t}{2} - \sqrt{\frac{\sigma_t^2}{4} - \sigma_c\sigma_e} \tag{42}$$

Enfin, d'après les vérifications expérimentales réalisées par Dutheil [Dut51], il n'est pas nécessaire de prendre en compte l'adaptation de plasticité. Il propose ainsi pour σ_t l'approximation :

$$\sigma_t \approx \sigma_c + 1,3\sigma_e \tag{43}$$

σ_c étant la contrainte critique d'Euler définie par $\sigma_c = \frac{F_c}{S}$, la charge critique de Dutheil s'écrit :

$$\begin{aligned} F &= \frac{\pi \cdot D^2}{4} \cdot \left(\frac{\sigma_t}{2} - \sqrt{\frac{\sigma_t^2}{4} - \sigma_e\sigma_c} \right) \\ &\approx \frac{\pi \cdot D^2}{4} \cdot \left(\frac{\sigma_c + 1,3\sigma_e}{2} - \sqrt{\frac{(\sigma_c + 1,3\sigma_e)^2}{4} - \sigma_e\sigma_c} \right) \\ &\approx \frac{\pi \cdot D^2}{8} \cdot \left(\frac{E}{8} \cdot \left(\frac{\pi \cdot D}{L} \right)^2 + 1,3\sigma_e - \sqrt{\left(\frac{E}{8} \cdot \left(\frac{\pi D}{L} \right)^2 + 1,3\sigma_e \right)^2 - \sigma_e \cdot \frac{E}{2} \cdot \left(\frac{\pi \cdot D}{L} \right)^2} \right) \end{aligned} \tag{44}$$

Le tableau E.3 récapitule les valeurs des paramétres de flambement pour les éprouvettes de Norem02 aux différentes températures d'essai. On prend l'exemple d'une éprouvette de diamètre constant D = 6 mm et de longueur L = 100 mm :

Idem tableau E.3 mais pour D = 6 mm et de longueur L = 15 mm (la longueur calibrée) :

On voit que la contrainte maximale admissible est plus faible lorsque l'on applique la méthode de Dutheil.

Il s'agit maintenant d'estimer la valeur maximale de la contrainte pratique de compression σ_{pc} appliquée au cours des essais cycliques afin de pouvoir dimensionner correctement les éprouvettes.

Le plan d'essai présenté tableau **??** fait état d'un taux de déformation maximale recherché de 2%, aussi bien en traction qu'en compression. Or, lors de la campagne d'essais de traction réalisée, le niveau de contrainte atteint lorsque la déformation était de 2% variait considérablement avec la température.

Ainsi, le tableau E.5 rappelle les niveaux de contraintes atteints en fonction du taux de déformation, ainsi que les charges appliquées correspondant à ces niveaux de contraintes, pour des éprouvettes de diamètre 6 mm. Les taux indiqués sont inférieurs à 2% car cette

Température (˚C)	E (GPa)	σ_e (MPa)	λ_c	Charge maximale admissible[1] d'Euler (N)	Charge maximale admissible de Dutheil[1] (N)
20	171	647	51,1	21473	11711
100	194	516	60,9	24362	10991
200	170	448	61,2	21348	9576
300	170	437	62,0	21348	9425
400	177	422	64,3	22227	9338
600	150	382	62,3	18836	8267
800	112	193	75,7	14064	4649
900	87	420	45,2	10925	6547
1000	23	49	68,1	2888	1122

Tableau E.2: Valeur des charges maximales admissibles d'après Euler (eq. 35) ou Dutheil (éq. 44) pour le Norem02 pour différentes températures

[1] Les valeurs de charges admissibles calculées prennent en compte un coefficient de sécurité s = 2

Température (˚C)	E (GPa)	σ_e (MPa)	λ_c	Charge maximale admissible[1] d'Euler (N)	Charge maximale admissible de Dutheil[1] (N)
20	171	647	51,1	21473	18187
100	194	516	60,9	24362	14530
200	170	448	61,2	21348	12616
300	170	437	62,0	21348	12307
400	177	422	64,3	22227	11888
600	150	382	62,3	18836	10759
800	112	193	75,7	14064	5443
900	87	420	45,2	10925	11787
1000	23	49	68,1	2888	1381

Tableau E.3: Valeur des charges maximales admissibles d'après Euler (eq. 35) ou Dutheil (éq. 44) pour le Norem02 pour différentes températures

[1] Les valeurs de charges admissibles calculées prennent en compte un coefficient de sécurité s = 2

valeur n'a pas été atteinte en traction à ces températures. Il n'est donc pas envisageable d'effectuer les essais cycliques à de tels taux de déformation.

En comparant les tableaux E.3 et E.5 pour des températures identiques, la charge maximale admissible d'Euler permet d'effectuer un chargement cyclique à un taux de déformation de 0,75% à température ambiante, à 1,5% à 200˚C et à 1,5% à 400˚C, tandis que la charge maximale admissible de Dutheil ne permet d'effectuer aucun des chargements cycliques présentés, quelque soit la température.

Diam		4			6			8			10	
Temp	20	200	400	20	200	400	20	200	400	20	200	400
Long												
12	8062	5597	5275	18226	12634	11904	32454	22486	21184	50748	35153	33116
15	8022	5578	5259	18187	18187	12616	32416	22468	21169	50710	35135	33100
20	7933	5536	5224	18102	18102	12575	32332	22428	21135	50627	35095	33067
25	7813	5480	5176	17990	17990	12522	32223	22376	21090	50519	35044	33023
30	7657	5409	5117	17850	17850	12456	32088	23312	21036	50386	34980	32969
40	7218	5213	4952	17472	17472	12281	31733	21145	20894	50041	34816	32830
50	6584	4932	4719	16945	16945	12043	31252	21922	20706	49583	34601	32647
60	5781	4555	4404	16240	16240	11730	30629	21637	20466	48999	34330	32418
100	2894	2681	2718	11711	11711	9576	26355	19727	18874	45112	32583	30954

Tableau E.4: Valeur de la charge maximale admissible de Dutheil (éq. 44) pour le Norem02 pour différents diamètres et longueur calibrée

Température	Taux de déformation (%)	Contrainte vraie (MPa)	Charge appliquée (N)
Ambiante	1,35	869	24570
	0,50	605	17106
	0,75	718	20301
200 ˚C	1,5	701	19820
	0,75	552	15607
	1	612	17304
400 ˚C	1,5	623	17615
	0,75	513	14505
	1	576	16286

Tableau E.5: Niveaux de contrainte atteints en fonction du taux de déformation lors des essais de traction sur Norem

.0.1 Influence du nombre de cycles

Les premiers essais sont réalisés avec 10 cycles pour chaque série afin de garantir le cycle stabilisé. On peut voir sur les courbes un trés léger phénoméne d'adoucissement cyclique de quelques MPa pendant les trois premiers cycles. Pour la vitesse de déformation de $10^{-1}s^{-1}$, on observe un adoucissement cyclique de 10 MPa après 10 cycles. Mais cette contrainte d'adoucissement est déjé égale à 8 MPa après trois cycles. De méme pour la vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$, on observe un adoucissement cyclique de 9 MPa après 10 cycles, égal à 7 MPa après trois cycles. Et pour la vitesse de déformation de $10^{-4}s^{-1}$, on observe un adoucissement cyclique de 4 MPa après 10 cycles. Cette contrainte d'adoucissement est égale à 3 MPa après trois cycles.

Donc, au-delé du troisiéme cyle, il n'y a pratiquement plus aucun effet du chargement cyclique sur la réponse mécanique, c'est pourquoi nous avons décidé de réduire à 5 le nombre de cycles par vitesse de déformation.

Par la suite, nous utiliserons le cinquiéme cycle comme cycle de référence du cycle stabilisé du Norem02 pour nos données expérimentales lors de l'identification du modèle

mécanique.

Norme Afnor NF A03-NF401 D'après la norme [AFN83] relative aux essais de fatigue par charge axiale sur les produits sidérurgiques, les conditions requises pour le dimensionnement des éprouvettes circulaires sont :

- l'éprouvette doit comporter des congés de rayon égal au moins à 5 fois le diamètre de la zone utile, se raccordant tangentiellement entre la partie soumise à l'essai et les extrémités ;
- l'amplitude de la contrainte d'essai ne doit jamais étre inférieure à 25% de la gamme de charge de la machine d'essai. On rappelle alors que la machine Gleeble dispose de trois cellules de force : 7kN, 22kN et 100kN ;
- la fréquence propre de l'éprouvette montée sur la machine doit étre au moins le double de la fréquence d'essai ;
- il est conseillé de choisir un diamètre minimal de 5mm à l'endroit où la contrainte est maximale ;
- le rapport $\frac{L}{d}$, L étant la longueur de la zone calibrée de l'éprouvette, d étant le diamètre de cette même zone, ne doit jamais dépasser 3 afin d'éviter les risques de flambage ;
- le rapport des surfaces de section entre la tête et la partie utile des éprouvettes doit étre supérieur à 1,5. De plus, il est conseillé d'utiliser un filetage fin de type ISO.

La norme [AFN83] permet donc dans un premier temps de faire fi des calculs de flambage mentionnés précédemment.

.0.0.2 Relation cyclique contrainte-déformation

Lors d'un essai de traction-compression, la gamme de déformation en traction et en compression $\Delta\sigma$ ne demeure pas constante au cours du temps, mais croît ou décroît de maniére continue vers une asymptote.

La déformation totale ε_t est la somme de la déformation élastique ε_e et de la déformation plastique ε_p. Comme la déformation élastique est définie par la loi de Hooke, il vient :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_p + \frac{\Delta\sigma}{E} \tag{45}$$

à partir de l'équation 45, il apparaét alors que si la déformation totale imposée ε_t est constante, une augmentation de $\Delta\sigma$ durant l'écrouissage au fil des cycles entraéne une diminution de la déformation plastique ε_p, et inversement pour l'adoucissement. La boucle d'hysteresis ne peut alors pas étre terminée avant que le point de stabilité soit atteint. En pratique, l'incrément de contrainte après une dizaine de cycles est trés faible, et on considére alors que le point de stabilité est atteint.

Bibliographie

[AFN83] AFNOR. – *NF A03-401 - Produits sidérurgiques - Essais de fatigue par charge axiale*. – Norme française, AFNOR, août 1983.

[AFN92] AFNOR. – *Matériaux métalliques : méthode d'essai à haute température - Norme Européenne NF EN 10002-5*. – Norme européenne, AFNOR, avril 1992.

[AFN01] AFNOR. – *Matériaux métalliques : méthode d'essai de traction à température ambiante - Norme Européenne NF EN 10002-1*. – Norme européenne, AFNOR, octobre 2001.

[Ang11] Angles (J.). – *Modèles de comportement métallurgiques des aciers*. – Documentation Code_Aster V10 N° R4.04.01, EDF, janvier 2011.

[Avr39] Avrami (M.). – Kinetics of phase change. i general theory. *The Journal of Chemical Physics*, vol. 7, N° 12, 1939, pp. 1103–1112.

[Avr41] Avrami (M.). – Granulation, phase change, and microstructure kinetics of phase change, iii. *The Journal of Chemical Physics*, vol. 9, N° 2, 1941, pp. 177–184.

[BBBK02] BenRhima (A.), Bessrour (J.), Bouhafs (M.) et Khadrani (R.). – Une modélisation de la genèse des contraintes résiduelles lors d'un traitement superficiel par une source laser mobile. *International Journal of Thermal Sciences*, octobre 2002.

[BCGP09] Berthier (A.), Carin (M.), Guen (E. Le) et Paillard (P.). – Simulation thermohydraulique du soudage tig et a-tig. comparaison expérimentale dans le cas d'aciers inoxydables. *Proceedings of Congrès Français de Thermique*, 2009.

[Ber04] Bergheau (J.M.). – Modélisation numérique des procédés de soudage. *Techniques de l'ingénieur - Ref BM 7758*, juillet 2004.

[BF04] Bergheau (J.-M.) et Fortunier (R.). – *Simulation numérique des transferts thermiques par éléments finis*. – Hermès Science Publications, 2004.

[Blo37] Blok (H.). – Theoritical study of temperature rise at surfaces of actual contact under oliiness lubricating conditions. *Proc. of the General Discussion on Lubrication and Lubricants - pp. 222-235*, 1937.

[Blo01] Blondeau (R.). – *Métallurgie et mécanique du soudage*. – Hermès Science Publications, 2001, *Mécanique et ingénierie des matériaux*, 144–145p.

[BMG+11] Beaurin (Gauthier), Mathieu (Jean-Philippe), Gauthier (Elise), Nelias (Daniel), Coret (Michel) et Arnoldi (Felix). – Microstructural and mechanical properties evolutions of plasma transferred arc deposited norem02 hardfacing alloy at high temperature. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 528, N° 15, juin 2011, pp. 5096–5105.

[Bon01] Bonnet (C.). – *Le Soudage - Métallurgie et Produits*. – Rapport technique N° CTAS 2001, Air-Liquide, 2001.

[Bon08] Bonesteel (T.A.). – *Information and Procedure for running static CCT/TTT tests with an ISO-Q test set-up on a Gleeble 3500/3800 system*. – Note technique, Dynamic Systems Incorporation, septembre 2008.

[BYC07] Barlat (F.), Yoon (J.W.) et Cazacu (O.). – On linear transformations of stress tensors for the description of plastic anisotropy. *International Journal of Plasticity - Vol. 23 Issue 5 - pp.876-896,*, mai 2007.

[CA58] Clyde (M.) et Adams (C.M.). – Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. *The Welding Journal - Vol. 37 - n.5 - pp. 210s-215s*, mai 1958.

[Can05] Cano (V.). – *Recueil bibliographique de caractéristiques thermomécaniques de l'acier inoxydable 316l*. – Note technique N° H-I2A-2008-01130-FR, EDF Recherche et Développement, septembre 2005.

[Can09] Cano (V.). – *Simulation numérique d'une opération de soudage TIG sur une plaque chanfreinée en matériau 316L en deux passes (Maquette 2425)*. – Note technique N° H-T64-2008-04060-FR, EDF Recherche et Développement, avril 2009.

[Cav98] Cavallo (N.). – *Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage*. – Thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1998.

[CD98] Cornet (A.) et Deville (J.-P.). – *Physique et ingénierie des surfaces*. – Technology and Engineering, 1998.

[Cha93] Chaboche (J.L.). – Cyclic viscoplastic constitutive equations. *Journal of Applied Mechanics - Vol. 60 - pp. 813s-828s*, décembre 1993.

[Che09] Chesne (J.). – *Résultats d'essais de dureté selon la norme NF EN 6507-1*. – Résultats d'essais, EDF Recherche et Développement, mars 2009.

[CJ59] Carslaw (H.S.) et Jaeger (J.C.). – *Conduction of heat in solids*. – Oxford Univ Press - Vol.47, Issue 26 - pp. 255-281, 1959.

[Coc02] Cockeram (B.V.). – Some observations of the influence of δ-ferrite content on the hardness, galling resistance, and fracturetoughness of selected commercially availble iron-based hardfacing alloys. *Metallurgical and Materials Transactions - Vol. 33 - pp. 3403-3419*, 2002.

[CP98] Chrysochoos (A.) et Peyroux (R.). – Analyse expérimentale et modélisation numérique des couplages thermomécaniques dans les matériaux solides. *Revue Générale de Thermique - Vol.37 - pp. 582-606*, février 1998.

[CSM03] CSMA. – Simulation numérique du soudage et des procédés mettant en jeu des hautes températures. dec 2003.

[DC04] Depradeux (L.) et Cano (V.). – *Simulation numérique des contraintes résiduelles engendrées par la dépose de stellite sur robinetteries à soupape N 50*. – Note technique ht-64/04/012/a, EDF Recherche et Développement, décembre 2004.

[DeL74] DeLong (W.T.). – Ferrite in austenitic weld metal. *Welding Journal - Vol.53 - pp. 273-286s*, 1974.

[Dep05] Depradeux (L.). – *Simulation numérique du soudage - acier 316l : validation sur cas tests de complexité croissante*. – Thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, mars 2005.

[Des96] Desmarais (R.). – How to select and use the right temperature sensor. *Proceedings of Heat Processing Conference - Arlington Heights, Illinois*, octobre 1996.

[DM95] Dupont (J.N.) et Marder (A.R.). – Thermal efficiency of arc welding processes. *Welding Journal - Vol.74, Issue 12 - pp. 406s-416s*, décembre 1995.

[DO85] Dufrane (K.F.) et Ocken (H.). – Measurements of wear in nuclear components. *Wear - Vol.101, Issue 1 - pp. 13-31*, janvier 1985.

[Don05] Dong (P.). – Residual stresses and distorsions in welded structures : a perspective for engineering applications. *Science and Technology of Welding & Joining - Volume 10 - No. 4 - pp. 389-398*, juillet 2005.

[Dut51] Dutheil (J.). – *Les Problèmes fondamentaux d'instabilité en construction métallique : le flambement et le déversement.* – Institut technique du bâtiment et des travaux publics, 1951.

[EA07] El-Ahmar (W.). – *Robustesse de la Simulation Numérique du Soudage TIG de Structures 3D en Acier 316L.* – Thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, avril 2007.

[Eas83] Easterling (K.E.). – *Introduction to the physical metallurgy of welding*. – Butterworth Publishers, 1983.

[EPR99] EPRI. – *Performance of Norem hardfacing alloys*. – Technical report N° TR-112993, EPRI, dec 1999.

[FG76] Friedman (E.) et Glickstein (S.S.). – An investigation of the thermal response of stationary gas tungsten arc welds. *Welding Journal, Research Supplement - Vol.55 - pp. 408s-420s*, décembre 1976.

[For04] Forthoffer (G.). – *Etude bibliographique sur l'emploi du NOREM 02*. – Note technique N° 04/1403 - D4507, EDF UTO, novembre 2004.

[FYW03] Fanous (I.F.Z.), Younan (M.Y.A.) et Wifi (A.S.). – 3-d finite element modeling of the welding process using element birth and element movement techniques. *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol. 125, mai 2003, pp. 144–150.

[GBM+86] Goldak (J.), Bibby (M.), Moore (J.), House (R.) et Patel (B.). – Computer modeling of heat flow in welds. *Metallurgical Transactions B*, vol. 17B, 1986, pp. 587–600.

[GCB84] Goldak (J.), Chakravarti (A.) et Bibby (M.). – A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical and Materials Transactions B - Vol.15 - pp. 299-305*, juin 1984.

[GJ65] Greenwood (G.W.) et Johnson (R.H.). – The deformation of metals under small stresses during phase transformation. *Proceedings of the Royal Society London A. - Vol. 283 no. 1394 - pp. 403-422*, avril 1965.

[GMG09] Gauthier (E.), Mathieu (J.-P.) et Guillou (A.). – *Étude du matériau NOREM : simulation numérique et évolutions métallurgiques.* – Rapport de stage, EDF Recherche et Développement, août 2009.

[GSA11] Gholipour (A.), Shamanian (M.) et Ashrafizadeh (F.). – Microstructure and wear behavior of stellite 6 cladding on 17-4 ph stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds - Vol. 509 no. 14 - pp. 4905-4909*, 2011.

[Ham05] Hamide (M.). – *Modélisation numérique du soudage par fusion des aciers et modélisation des transformations métallurgiques*. – Mémoire bibliographique de thèse, Ecole des Mines de ParisCentre de Mise en Forme des Matériaux, 2005.

[HTP00] Hughes (M.), Taylor (G.A.) et Pericleous (K.). – Thermocapillary and magnetohydrodynamic effect in modelling the thermodynamics of stationary welding processes. *The Phoenics Journal of CFD and its Applications - Vol. 13 Issue 1*, juin 2000.

[Jae42] Jaeger (J.C.). – Moving sources of heat and the temperature at sliding contacts. *J. Proc. Soc., N.S.W. - Vol.76, Issue 26 - pp. 203-224*, 1942.

[Jia08] Jiao (S.). – *La simulation numérique du soudage : application à une éprouvette destinée à la robinetterie*. – Rapport de stage de master recherche, EDF Recherche et Développement, septembre 2008.

[JL06] J. Lemaître (J.L. Chaboche). – *Mécanique des Matériaux Solides*. – Dunod, 2006.

[JYHL05] Jiang (W.), Yahiaoui (K.), Hall (F.R.) et Laoui (T.). – Comparison of sequentially and fully coupled generalised plane strain fe modelling of multi-pass welding. *Proceedings of NAFEMS World Congress - Malte*, 2005.

[KD04] Kumar (A.) et Debroy (T.). – Guaranteed fillet weld geometry from heat transfer model and multivariable optimization. *International Journal of Heat and Mass Transfer - Vol.47, Issue 26 - pp. 5793s-5806s*, décembre 2004.

[KM59] Koistinen (D.P.) et Marburger (R.E.). – A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite trnasformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*, vol. 7, N° 1, janvier 1959, pp. 59 – 60.

[KN98] Kim (W.H.) et Na (S.J.). – Heat and fluid flox in pulsed current gta weld pool. *International Journal of Heat and Mass Transfer - Vol. 41 - pp. 3213-3227*, 1998.

[Kot92] Kotecki (D.J.). – WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals : a modification of the WRC-1988 diagram. *Welding Journal - Vol.71 - pp. 171s-178s*, 1992.

[Lin02] Lindgren (L.E.). – Modelling for residual stresses and deformations due to welding : "knowing what isn't necessary to know". *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6 - pp. 491-518*, 2002.

[LK00] Limmaneevichitr (C.) et Kou (S.). – Marangoni convection resembling that in weld pools is revealed by flow visualisation. *Welding Journal - Research Supplement - pp. 126-135s*, mai 2000.

[LL96] Leclercq (S.) et Lexcellent (C.). – A general macroscopic description of the thermomechanical behaviour of shape memory alloys. *Journal of the Mecahnics and Physics of Solids*, vol. 44, N° 6, 1996, pp. 953 – 980.

[LS01] Leshchinskiy (L.K.) et Samotugin (S.S.). – Mechanical properties of plasma-hardened 5% chromium tool steel deposited by arc welding. *Welding Journal - Research Supplement - pp. 25-30s*, janvier 2001.

[LTYY06] Lu (F.), Tang (X.), Yu (H.) et Yao (S.). – Numerical simulation on interaction between tig welding arc and weld pool. *Computational Materials Science, Vol.35, pp. 458-465*, 2006.

[Mas80] Masubuchi (K.). – Analysis of welded structures : residual stresses, distortion, and their consequences. *Pergamon Press*, 1980.

[Mat08] Mathieu (J.-P.). – *Simulations Numériques du robinet à soupape SJXSSS0100 : de la réception des plans à "l'assemblage virtuel" du robinet*. – Note technique N° H-I2A-2008-01130-FR, EDF Recherche et Développement, 2008.

[Mer08] Mercer (G.K.). – *Material safety data sheet - Norem02*. – Note technique, Deloro Stellite, octobre 2008.

[Mil05] Miloudi (S.). – *Caractérisation métallurgique et mécanique du matériau de revêtement dur base fer - NOREM 02 - déposé par PTA*. – Note technique N° 05/0742 - D4507, EDF UTO, octobre 2005.

[Mor78] Moré (J.J.). – The levenberg-marquardt algorithm : implementation and theory. *In : Numerical Analysis*, éd. par Watson (G.), pp. 105 – 116. – Springer Berlin / heidelberg, 1978.

[MP66] Magee (C.L.) et Paxton (H.W.). – *Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31 Ni*. – Thèse, Carnegie Insitute of Technology, Pittsburgh PA, 1966.

[MP09] Michel-Ponnelle (S.). – *Notice d'utilisation sur le choix des éléments finis. – Documentation Code_Aster No U2.01.10.* – Rapport technique, EDF Recherche et Développement, 2009.

[Mur94] Murry (G.). – Soudage et soudabilité métallurgique des métaux. *Techniques de l'ingénieur - Ref M715*, 1994.

[Ock00] Ocken (H.). – Iron-based wear-resistant alloys. *Advanced Materials & Processes*, juin 2000.

[OWWO91] Ohriner (E.K.), Wada (T.), Whelan (E.P.) et Ocken (H.). – The chemistry and structure of wear-resistant, iron-base hardfacing alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*, mai 1991.

[PA66] P.J. Armstrong (C.O. Frederick). – A mathematical representation of the multiaxial bauschinger effect. *CEGB report RD/B/N731,*, 1966.

[PJH02] Persson (D.H.E.), Jacobson (S.) et Hogmark (S.). – Antigalling and low friction properties of a laser processed co-based material. *Journal of Laser Applications - Vol. 15 - Issue 2*, 2002.

[Pro99] Proner (A.). – Revêtements par projection thermique. *Techniques de l'ingénieur - Ref M 1645*, 1999.

[Pro09] Proix (J.-M.). – *Intégration des relations de comportement élastoplastiques de von Mises. – Documentation Code_Aster No R5.03.02.* – Rapport technique, EDF Recherche et Développement, 2009.

[PTUM69] Pavelic (V.), Tanbakuchi (R.), Uyehara (O.A.) et Myers (P.S.). – Experimental and computed temperature histories in gas tungsten arc welding of thin plates. *Welding Journal - Vol. 48 - pp. 295s-305s*, 1969.

[Ron07] Ronda (Jacek). – Models of plasma arc welding. *The Henryk Niewodniczanski Institute of Nuclear Physics - Report No. 1995/AP*, décembre 2007.

[Ros35] Rosenthal (D.). – étude théorique du régime thermique pendant la soudure à l'arc. *Congrès National des Sciences - Bruxelles - Comptes rendus - pp. 1277-1292*, 1935.

[Ros41] Rosenthal (D.). – Mathematical theory during of heat distribution during welding and cutting. *Welding Journal - Vol. 20 - pp. 220s-234s*, 1941.

[Ros46] Rosenthal (D.). – Mathematical theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. *Transaction of the ASME - Vol. 68 - pp. 849-866*, 1946.

[RS38] Rosenthal (D.) et Schmerber (R.). – Thermal study of arc welding. *Welding Journal - Vol. 17 - No.4 - pp. 208-214*, 1938.

[Sch49] Schaeffler (A.E.). – Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress - Vol.56 - pp. 680-680s*, 1949.

[Sch81] Schajer (G.S.). – Application of finite element calculations to residual stresses measurements. *Journal of engineering Materials and Technology - Transactions ASME - Vol. 103 - pp. 157-163*, avril 1981.

[Sch88] Schajer (G.S.). – Measurement of non-uniform residual stress using the hole drilling method. *Journal of engineering Materials and Technology - Vol. 110 - No. 4 - pp. 338-349*, 1988.

[SFT95] Schmitt (J.H.), Fabregue (P.) et Thomas (B.J.). – Recristallisation dynamique dans les aciers. *Colloque C3, supplément au Journal de Physique III - Vol. 5*, avril 1995.

[SOS09] Schreier (H.), Orteu (J.-J.) et Sutton (M.A.). – *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements - Basic Concepts,Theory and Applications*. – Springer US, April 2009.

[SSR+07] Sudha (C.), Shankar (P.), Rao (R.V. Subba), Thirumurugesan (R.) et Vijayalakshmi (M.). – Micromechanical and microstructural studies in a pta weld overlay of ni-cr-si-b alloy on aisi 304l stainless steel. *Surface Coatings & Technology - Vol.202 - PP. 2103-2112*, 2007.

[Ste03] Stelzen (F.). – *Remplacement des stellites - Synthèse des essais de laboratoire et recommandations*. – Etude AFCEN N° NFPMT DC 50, EDF, novembre 2003.

[T4197] T41 (Groupe). – *Procédure des essais Gleeble RPI*. – Instruction de travail, EDF Recherche et Développement, mars 1997.

[Tah90] Taheri (S.). – *Une loi de comportement uniaxiale en élastoplasticité pour le chargement cyclique.* – Note technique N° HI-71/6812, EDF Recherche et Développement, 1990.

[Tho73] Thomas (A.). – *Etude des transformations structurales du métal déposé au cours du soudage en liaison avec les conditions de soudage*. – Thèse, Université Paris VI, 1973.

[Vik94] Vikström (J.). – Galling resistance of hardfacing alloys replacing stellite. *Wear - Vol. 179 - Issues 1-2 - pp.143-146, doi :10.1016/0043-1648(94)90232-1*, 1994.

[Wae94] Waeckel (E.). – Modélisation du comportement thermo-métallurgique des aciers. *Colloque C3, supplément au Journal de Physique III - Vol. 4*, février 1994.

[Wes68] Westby (O.). – *Temperature distribution in the work piece by welding*. – Thèse, Mechanical University of Norway, Trondheim, 1968.

[XDWY07] Xu (Y.L.), Dong (Z.B.), Wei (Y.H.) et Yang (C.L.). – Marangoni convection and weld shape variation in a-tig welding process. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics - Vol. 48 Issue 2 - pp. 178-186 - doi :10.1016/j.tafmec.2007.05.004*, octobre 2007.

[YO01] Yim (M.S.) et Ocken (H.). – Radiation dose management in nuclear power plants. *Progress in Nuclear Energy - Vol.39, Issue 1 - pp.31–51.*, 2001.

[ZS88a] Zinn (S.) et Semiatin (S.L.). – Coil design and fabrication : basic design and modifications. *Heat treating - pp. 32-36*, juin 1988.

[ZS88b] Zinn (S.) et Semiatin (S.L.). – Coil design and fabrication : part 2, specialty coils. *Heat Treating - pp. 29-32*, août 1988.

[ZS88c] Zinn (S.) et Semiatin (S.L.). – Coil design and fabrication : part 3, fabrication principles. *Heat Treating - pp. 32-36*, octobre 1988.

[ZT04] Zhang (K.) et Tang (N.-Y.). – On the reaction of superalloys with a zn-al bath. *Proceedings of Galvatech Conference*, 2004.

[ZZ99] Zhang (Y.M.) et Zhang (S.B.). – Observation of the keyhole during plasma arc welding. *Welding Journal - Research Supplement - pp. 53-58s*, février 1999.

FOLIO ADMINISTRATIF

THÈSE SOUTENUE DEVANT L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUÉES DE LYON

NOM : BEAURIN DATE de SOUTENANCE : 26 juin 2012

Prénom : Gauthier

TITRE : Simulation et étude expérimentale des contraintes résiduelles dans les dépôts durs NOREM des matériels de robinetterie.

NATURE : Doctorat Numéro d'ordre : 2012-ISAL-0057

École doctorale : MEGA

Spécialité : Mécanique - Génie Mécanique - Génie Civil

RÉSUMÉ :
L'intégrité des portées d'étanchéité des robinets des centrales REP nécessite l'emploi de revêtements durs comme par exemple le Norem02, base Fe, déposés par soudage PTA (Plasma Transfered Arc). La prédiction de leur tenue en service nécessite la connaissance de leur état mécanique en fin de fabrication. Pour cela, la simulation numérique du procédé de dépôt doit être effectuée.
La microstructure du Norem02 est essentiellement constituée d'une matrice austénitique parsemée d'ilôts de ferrite et de carbures. Son évolution et ses éventuelles transformations allotropiques sont étudiées durant des cycles thermiques représentatifs de ceux subis par le matériau au cours du dépôt, amenant à la conclusion que l'évolution métallurgique de l'alliage n'a que très peu d'influence sur ses propriétés mécaniques.
En s'appuyant sur des essais jusqu'à 1000˚C de dilatométrie libre, de traction isotherme, ainsi que de traction-compression, l'évolution des caractéristiques thermomécaniques est déterminée en fonction de la température et une loi de comportement élasto-plastique à écrouissage cinématique non linéaire est identifiée.
Des mesures expérimentales de températures, déplacements, déformations et contraintes résiduelles lors d'essais de dépôt PTA sur des maquettes représentatives de la géométrie réelle d'un robinet permettent l'identification d'un chargement thermique équivalent.
Enfin, des simulations numériques sont conduites en utilisant le code éléments finis développé au sein d'EDF R&D Code_Aster. Elles permettent la validation du caractère prédictif des modèles développés par comparaison entre les résultats mécaniques simulés et expérimentaux. Une excellente corrélation est ainsi observée entre les températures mesurées et simulées tout au long du procédé. De la même façon, à l'issue du refroidissement, les distorsions, déformations et contraintes résiduelles expérimentales et simulées sont en adéquation, validant ainsi la stratégie de modélisation proposée dans ces travaux.

MOTS-CLÉS : simulation numérique, soudage, contraintes résiduelles

Laboratoire(s) de recherche : Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (LaMCoS)

Directeur de thèse : Daniel NELIAS

Président du jury : Philippe LE MASSON

Composition du jury : Éric LACOSTE, Jean-Marie DREZET, Philippe LE MASSON, Philippe GILLES, Jean-Philippe MATHIEU, François PICHOT, Daniel NELIAS, Michel CORET