



HAL
open science

Étude expérimentale et numérique du soudage multipasse : application à un acier de construction navale

Constant Ramard

► To cite this version:

Constant Ramard. Étude expérimentale et numérique du soudage multipasse : application à un acier de construction navale. Physique [physics]. Université de Bretagne Sud, 2018. Français. NNT : 2018LORIS498 . tel-02278519

HAL Id: tel-02278519

<https://theses.hal.science/tel-02278519v1>

Submitted on 4 Sep 2019

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

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

Thèse de doctorat de

L'UNIVERSITÉ BRETAGNE SUD
Comue Université Bretagne Loire

ÉCOLE DOCTORALE N° 602
Sciences pour l'Ingénieur
Spécialité : « *Génie Mécanique* »

Par

Constant RAMARD

**Étude expérimentale et numérique du soudage multipasse :
application à un acier de construction navale**

Thèse présentée à Lorient, le 24 août 2018
Unité de recherche : IRDL UMR CNRS 6027
Thèse N° : 498

Rapporteurs avant soutenance :

Pr. Philippe Bocher
École de technologie
supérieure de Montréal

Pr. Georges Cailletaud
Mines ParisTech, UMR
CNRS 7633

Composition du Jury :

Pr. Sabine Denis
Présidente
Université de Lorraine, IJL UMR CNRS 7198

Dr. Danièle Ayrault
Pr. Philippe Bocher
Pr. Pascal Paillard
Examineurs
CEA Saclay, LTA
École de technologie supérieure de Montréal
Université de Nantes, IMN UMR CNRS 6502

Pr. Philippe Pilvin
Directeur de thèse
Université Bretagne Sud, IRDL UMR CNRS 6027

Dr. Florent Bridier
Dr. Denis Carron
Co-directeurs de thèse
Naval Group Research
Université Bretagne Sud, IRDL UMR CNRS 6027

Dr. Serge Prigent
Invité
IRT Jules Verne

Remerciements

A travers ces quelques lignes je souhaite remercier les nombreuses personnes qui ont participées de près ou de loin à l'aboutissement de ce travail.

Tout d'abord je souhaite remercier mon directeur de thèse Philippe Pilvin ainsi que mes co-encadrants Denis Carron et Florent Bridier pour leur patience, leur disponibilité et surtout leurs judicieux conseils tout au long de cette thèse.

J'adresse mes plus sincères remerciements à Sabine Denis qui a acceptée de présider le jury de thèse ainsi qu'à Georges Cailletaud et Philippe Bocher qui ont été des rapporteurs avisés et pour l'intérêt qu'ils ont manifesté à l'égard de mes travaux. Je remercie également l'ensemble des membres du jury pour la pertinence de leurs propos et le temps qu'ils ont concédé à l'examen de mes travaux.

Je tiens à remercier Pascal Paillard, responsable de la chaire académique MAPEPAS portée par l'IRT Jules Verne dont cette thèse fait partie ainsi que les membres du comité de suivi et plus globalement Naval Group partenaire industriel du projet.

Je remercie les membres de l'Université Bretagne Sud et de l'équipe Assemblages Multi-matériaux de l'IRDL qui m'ont apporté leur aide et partagé leurs connaissances, en particulier Philippe Le Masson.

L'évaluation expérimentale des contraintes résiduelles n'aurait pas été possible sans l'implication de Bruno Levieil de l'ENSTA Bretagne et François Portanguen de l'UBS que je remercie pour leur participation dans la réalisation de ces mesures.

Bien entendu, je n'oublie pas les doctorants et ex-doctorants du « bureau des thésards » que je remercie pour tous les bons moments professionnels et extra-professionnels, je ne citerai pas leur nom par peur de froisser leur modestie.

Je terminerai par exprimer ma reconnaissance à mes parents et ma famille pour leurs encouragements. Merci à mon épouse, Lorraine, pour son soutien quotidien sans faille.

Table des matières

Introduction	1
Première partie Maquettes soudage multipasse	5
Chapitre 1 Maquettes soudées, objectifs et réalisations	9
1.1 Généralités sur le soudage multipasse	9
1.1.1 Définition	9
1.1.2 Mode opératoire de soudage multipasse	9
1.1.3 Procédés de soudage à l'arc	10
1.1.4 Phénomènes thermiques lors du soudage	13
1.1.5 Cas du soudage multipasse	14
1.2 Maquettes soudées	15
1.2.1 Configuration étudiée	15
1.2.2 Maquette instrumentée	17
1.2.3 Maquette « passes décalées »	19
1.3 Macrographies et cartographies de dureté	21
1.3.1 Protocole expérimental	21
1.3.2 Macrographies	21
1.3.3 Cartographies de dureté	23
1.4 Bilan sur les maquettes soudées	26
Chapitre 2 Evaluation des contraintes résiduelles	27
2.1 Origine des contraintes résiduelles de soudage	27
2.2 Méthodes d'évaluation des contraintes résiduelles	30
2.3 Évaluation des contraintes résiduelles par la méthode du contour	32
2.3.1 Principe de la méthode	32
2.3.2 Découpe	33
2.3.3 Mesure des surfaces de découpe	35
2.3.4 Traitement des mesures	36
2.3.5 Calcul EF des contraintes résiduelles	38
2.4 Méthode du trou profond	41
2.4.1 Principe de la méthode	41
2.5 Comparaison des résultats des deux méthodes	44
2.6 Bilan sur l'analyse des contraintes résiduelles	45
Deuxième partie Description des essais, analyse et choix des modèles élémentaires	47

Chapitre 3	Caractérisation et modélisation du comportement thermo-métallurgique	51
3.1	<i>Rappels sur les transformations métallurgiques des aciers.....</i>	51
3.1.1	Austénitisation au chauffage.....	51
3.1.2	Transformations lors du refroidissement.....	53
3.1.3	Diagrammes TRC	54
3.2	<i>Transformations métallurgiques en ZAT.....</i>	56
3.2.1	Zones de transformation dans la ZAT.....	56
3.2.2	Cas du soudage multipasse	57
3.3	<i>Modélisation des transformations métallurgiques.....</i>	59
3.3.1	Transformation martensitique - Cinétique de Koistinen-Marbürger	59
3.3.2	Transformations avec diffusion	60
3.3.3	Bilan sur les différents modèles	65
3.4	<i>Modèle de croissance des grains austénitiques.....</i>	66
3.4.1	Spécificité de la croissance des grains austénitiques en soudage	66
3.4.2	Modèles analytiques de croissance de grains austénitiques en ZAT	66
3.4.3	Autres approches numériques	68
3.5	<i>Prévision de la dureté</i>	68
3.6	<i>L'acier 80HLES.....</i>	70
3.6.1	Présentation	70
3.6.2	Propriétés thermophysiques.....	71
3.7	<i>Diagrammes TRC pour la simulation du soudage.....</i>	72
3.7.1	Taille de grains austénitiques de deux zones représentatives de la ZAT	72
3.7.2	Essais de dilatométrie libre	74
3.7.3	Géométrie des éprouvettes	76
3.7.4	Choix des conditions d'austénitisation des deux diagrammes TRC	77
3.7.5	Construction des deux diagrammes TRC.....	79
3.8	<i>Modélisation de la taille de grains de l'acier 80HLES</i>	81
3.9	<i>Modélisation des transformations métallurgiques du 80HLES.....</i>	82
3.9.1	Transformations au chauffage	83
3.9.2	Transformations au refroidissement.....	85
3.10	<i>Prévision de la dureté</i>	88
3.11	<i>Bilan sur la caractérisation et la modélisation métallurgique.....</i>	90
Chapitre 4	Caractérisation mécanique et identification	91
4.1	<i>Généralités.....</i>	91
4.1.1	Dilatation thermique.....	91
4.1.2	Déformation plastique et viscoplastique	92
4.1.3	Plasticité de transformation.....	92
4.2	<i>Programme expérimental.....</i>	93
4.3	<i>Comportement du métal de base</i>	94
4.4	<i>Comportement de la phase austénitique.....</i>	96

4.4.1	Comportement de la phase austénitique au chauffage et au refroidissement	97
4.4.2	Condition d'austénitisation et comportement mécanique.....	99
4.5	<i>Comportement des phases bainitique et martensitique.....</i>	<i>100</i>
4.6	<i>Identification des coefficients du modèle de comportement mécanique.....</i>	<i>104</i>
4.7	<i>Résultats de l'identification</i>	<i>105</i>
4.8	<i>Essais de dilatométrie sous contrainte</i>	<i>109</i>
4.8.1	Plasticité de transformation au refroidissement	110
4.8.2	Calcul des coefficients de plasticité de transformation	112
4.9	<i>Bilan sur la caractérisation et la modélisation mécanique.....</i>	<i>113</i>
Troisième partie Simulation numérique du soudage multipasse		115
Chapitre 5 Implémentation des modèles métallurgiques et mécaniques dans le code de calcul.....		119
5.1	<i>Présentation du logiciel de calcul par élément finis.....</i>	<i>119</i>
5.2	<i>Implémentation des modèles métallurgiques</i>	<i>120</i>
5.2.1	Calcul des fractions volumiques des phases métallurgiques	121
5.2.2	Validation de la procédure « UMATHT » sur un essai Gleeble.....	123
5.3	<i>Présentation de la loi de comportement micromécanique.....</i>	<i>126</i>
5.3.1	Approche micro-macro du comportement multiphasé	126
5.3.2	Généralisation 3D des lois EVP pour les phases.....	127
5.4	<i>Implémentation du modèle micro-mécanique.....</i>	<i>129</i>
5.4.1	Essais de type « Satoh »	130
5.4.2	Simulation de l'essai type « Satoh ».....	132
Chapitre 6 Simulation thermo-métallurgique-mécanique du soudage multipasse.....		137
6.1	<i>Généralités sur la modélisation thermique.....</i>	<i>137</i>
6.2	<i>Modélisation de la source de chaleur</i>	<i>139</i>
6.2.1	Source surfacique.....	139
6.2.2	Source volumique.....	140
6.2.3	Choix et identification des paramètres de la source de chaleur	142
6.3	<i>Simulation thermique</i>	<i>143</i>
6.3.1	Maillage de la géométrie.....	143
6.3.2	Modélisation du contact plaque raidisseur et de l'apport de matière	145
6.3.3	Modélisation de l'apport et des pertes d'énergie.....	146
6.3.4	Résultats de l'analyse thermique	147
6.4	<i>Simulation thermo-métallurgique</i>	<i>153</i>
6.4.1	Résultats métallurgiques.....	154
6.5	<i>Simulation métallurgique et mécanique.....</i>	<i>159</i>
6.5.1	Résultats mécaniques.....	159
6.5.2	Comparaison des résultats calculs-expériences sur les contraintes résiduelles	165
Conclusion générale		169

Bibliographie	173
<i>Annexe A : Transposition des mesures de dureté Hv0,1 en Hv10</i>	<i>179</i>

Introduction

Cadre scientifique

Cette étude s'inscrit dans le cadre de la chaire académique MAPEPAS (Matériaux A Propriétés Elevées Et Procédés Avancés de Soudage) de l'IRT Jules Verne. Cet Institut de Recherche Technologique est spécialisé dans les technologies avancées de production, les procédés composites, métalliques et la modélisation et simulation des structures et procédés. La chaire MAPEPAS regroupe des partenaires académiques tels que le CNRS, les laboratoires IRDL (Institut de Recherche Dupuy de Lôme) et IMN (Institut des Matériaux de Nantes) ainsi que Naval Group partenaire industriel du projet. Le programme de recherche de la chaire MAPEPAS aborde les différents aspects liés aux procédés de soudage et à l'assemblage d'alliages à hautes valeurs ajoutées. L'axe majeur est la simulation numérique du soudage et sa confrontation avec des approches expérimentales. Cette chaire est divisée en quatre volets :

- la caractérisation thermophysique des matériaux à hautes températures,
- la simulation du soudage A-TIG avec les études expérimentales associées,
- l'étude expérimentale et la simulation du comportement d'un acier laminé lors du soudage hybride laser-arc,
- l'étude expérimentale et numérique du soudage multipasse, appliquée à un acier à haute limite d'élasticité.

L'objectif de cette chaire consiste à proposer au partenaire industriel des solutions techniques pour ses procédés de fabrication, à consolider les modèles numériques développés par le partenaire et ensuite proposer, via une approche académique, de nouvelles solutions pour des applications en soudage.

Contexte industriel

Lors de son utilisation, un sous-marin est amené à effectuer un nombre important d'immersions. La conception et le dimensionnement des coques nécessitent l'utilisation de critères de fatigue. La coque du sous-marin est fabriquée par l'assemblage de tôles roulées. Ces tôles sont assemblées de manière à former des tronçons cylindriques eux-mêmes assemblés pour former la coque. Des raidisseurs sont ensuite soudés dans le but d'améliorer la résistance au flambement de la structure. Suivant l'épaisseur des tôles et la configuration, le soudage peut être effectué en quelques passes ou en plusieurs dizaines de passes. Ces soudures vont générer des contraintes internes (aussi appelées contraintes résiduelles) sur lesquelles viendront s'ajouter les contraintes du chargement cyclique. Différentes études ont montré qu'il existait une interaction entre le chargement cyclique et l'état initial de contrainte. La prévision de la durée de vie des coques de sous-marins nécessite donc la prise en compte des contraintes résiduelles. Il est donc nécessaire pour le constructeur de connaître le niveau des

contraintes résiduelles générées lors de soudures multipasses sur des pièces de fortes épaisseurs. L'évaluation de ces contraintes par des approches expérimentales et de façon non destructive demeure difficile. La simulation numérique du soudage constitue alors un bon moyen de les prédire. En plus des conséquences mécaniques, elle peut permettre également d'analyser les chargements thermiques et les conséquences métallurgiques. Cependant l'élaboration de telles simulations est complexe et nécessite de considérer les aspects spécifiques du soudage et de connaître un certain nombre de données parfois difficiles à obtenir notamment à haute température.

Aspects spécifiques du soudage

Quel que soit le procédé, toutes les opérations de soudage monopasse ou multipasse mettent en jeu des phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques. Ces phénomènes interagissant les uns avec les autres, il est nécessaire de prendre en compte ces interactions lors de la modélisation numérique des procédés de soudage (Inoue et al., 1981) (Inoue and Wang, 1986). La simulation numérique du soudage s'effectue idéalement par la modélisation des phénomènes présentés en Figure 0.1.

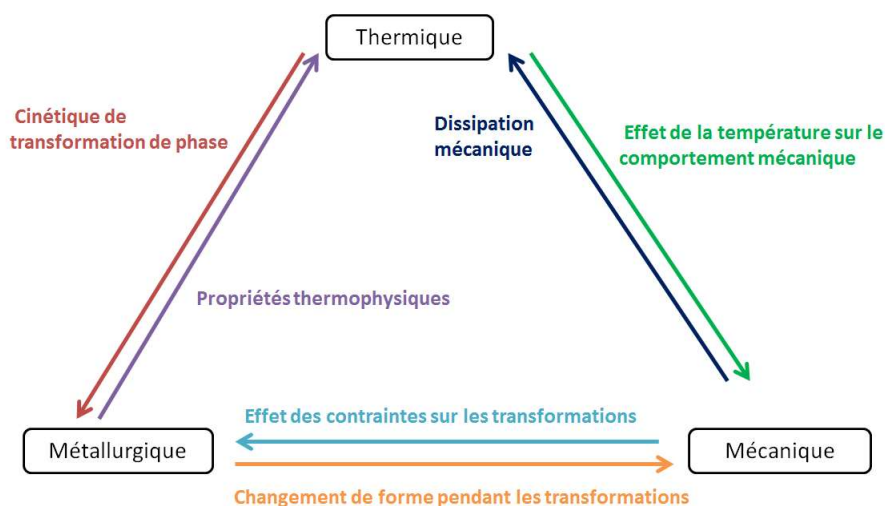


Figure 0.1 : Couplages physiques impliqués lors du soudage

Les opérations de soudage engendrent des cycles thermiques qui conduisent à des transformations de phase à l'état solide dans la zone affectée thermiquement (ZAT) et à l'état liquide dans la zone fondue (ZF). Ces modifications métallurgiques dépendent de la composition chimique locale du matériau de base et des conditions de soudage telles que l'énergie de soudage, la vitesse de déplacement de la torche et les conditions de refroidissement. Réciproquement, ces transformations modifient les propriétés thermiques du matériau et s'accompagnent d'absorption ou de dégagement de chaleur, nommées chaleurs latentes de transformation. L'influence de l'histoire thermique sur la mécanique est caractérisée par la variation des propriétés mécaniques en fonction de la température et par la dilatation thermique du matériau. L'influence de l'état mécanique sur le champ de température est caractérisée par la dissipation intrinsèque générée par les déformations plastiques. Cependant, dans le cadre de la simulation d'une opération de soudage par fusion, la dissipation mécanique est négligeable devant la puissance énergétique du procédé de soudage (Bonaventure, 2012).

L'histoire thermique et les modifications microstructurales provoquées par le soudage engendrent à leur tour des contraintes et des déformations résiduelles. Plusieurs phénomènes en sont à l'origine : les dilatations différentielles dues au gradient thermique, les variations des propriétés mécaniques en fonction de la température et de la microstructure ainsi que les conditions de bridage de la structure. Réciproquement, si une transformation de phase se produit sous contrainte, elle peut induire une déformation plastique orientée par la contrainte appliquée. Ce phénomène peut se produire même pour des niveaux de contraintes faibles (inférieures à la limite d'élasticité du matériau). Il s'agit du phénomène de plasticité de transformation. La simulation du soudage requiert donc un grand nombre de données nécessitant des essais spécifiques.

Pour résumer, les cycles thermiques sont caractérisés par un chauffage suivi d'un refroidissement. L'amplitude et la durée de cette histoire thermique varient en fonction de la distance par rapport à la source de chaleur. Pour effectuer l'analyse thermique, il est nécessaire de connaître les propriétés thermo-physiques du matériau ainsi que les paramètres énergétiques du procédé de soudage. L'analyse métallurgique nécessite de mettre en évidence les cinétiques de transformation dans des conditions proches de celles rencontrées en soudage. Le calcul repose donc sur l'identification de modèles décrivant les transformations de phase du matériau. D'autres informations peuvent être introduites pour décrire ces cinétiques comme par exemple la taille moyenne des grains austénitiques. Le calcul mécanique est effectué à partir des lois de comportement du matériau et des chargements appliqués à la structure (chargements thermique et mécanique). Cette analyse dépend fortement des états thermique et métallurgique et permet d'obtenir les champs de contrainte et de déformation dans les pièces. Par ailleurs, le caractère multipasse augmente la durée des calculs. De plus, la succession des cycles thermiques au niveau du joint soudé entraîne un historique complexe pour décrire les états métallurgiques et mécaniques du matériau.

L'objectif de cette thèse est donc d'étudier et de modéliser le comportement métallurgique et mécanique d'un acier à haute limite d'élasticité utilisé dans la construction des sous-marins. Puis de prédire les conséquences métallurgiques (nature des phases en présence) et les conséquences mécaniques (contraintes résiduelles) du soudage multipasse. Et enfin de valider les prédictions des calculs via des données expérimentales adaptées au type de soudage considéré.

Ce mémoire se divise en trois parties :

La première partie de ce mémoire est consacrée à l'acquisition de données expérimentales en vue de la validation des simulations numériques thermique et mécanique. Cette partie est composée de deux chapitres. Le chapitre 1 présente quelques généralités sur les procédés de soudage puis les maquettes réalisées pour l'obtention de thermogrammes de soudage et la détermination des contraintes résiduelles. Une des maquettes permet en plus l'obtention des macrographies et des cartographies de dureté pour chaque passe. Le chapitre 2 porte sur l'évaluation des contraintes résiduelles. Le suivi des contraintes à la fin de chaque passe est obtenu par deux méthodes différentes (les méthodes du contour et du trou profond).

La deuxième partie, composée des chapitres 3 et 4, aborde la caractérisation du comportement du matériau nécessaire à la simulation du procédé de soudage. Le chapitre 3 est dédié à la caractérisation

et à la modélisation du comportement métallurgique. Il débute par des rappels bibliographiques sur les transformations métallurgiques et les modèles des cinétiques de transformation. Les essais permettant l'obtention de deux diagrammes TRC relatifs à deux conditions d'austénitisation sont également présentés. Les modèles identifiés permettent de prendre en compte les conditions d'austénitisation sur les cinétiques de transformation métallurgique, de prédire les fractions volumiques des phases présentes lors du soudage ainsi que la dureté. Le chapitre 4 s'intéresse à la caractérisation thermo-mécanique des phases identifiées au chapitre 3 et à l'identification de lois de comportement. Enfin, des essais de dilatométrie sous contrainte permettent de mettre en évidence et modéliser la plasticité de transformation.

La troisième partie débute par le chapitre 5 qui présente les moyens numériques employés pour implémenter dans le logiciel de calcul par éléments finis les comportements métallurgique et mécanique du matériau. La validation de ces développements est réalisée sur des cas simples : la simulation d'un essai de dilatométrie libre pour l'analyse thermo-métallurgique et la simulation d'un essai de dilatométrie bloquée pour l'analyse métallurgique-mécanique. Le dernier chapitre est consacré à la simulation numérique du soudage multipasse. Les résultats issus des modélisations thermique et métallurgique sont comparés aux données expérimentales (thermogrammes et cartographies de dureté). Enfin, on présente les résultats de l'analyse mécanique avec également une comparaison expérience-calcul.

Le mémoire s'achève par une conclusion générale qui rappelle les résultats obtenus et dresse les perspectives de ce travail.

Note de l'auteur

Afin de respecter la confidentialité des données matériaux, les valeurs de certaines grandeurs physiques présentées dans ce mémoire sont adimensionnées. Les valeurs des coefficients présents dans les équations des modèles sont également omises. Les contraintes sont adimensionnées par une valeur σ^* proche de la limite d'élasticité en traction du matériau et les déformations par la déformation ε^* correspondant au rapport σ^*/E avec E le module d'Young du matériau.

Les épaisseurs des tôles utilisées pour les maquettes sont également adimensionnées par une unité arbitraire (u. a.).

Première partie

Maquettes soudage multipasse

Introduction de la première partie

Cette partie se focalise sur l'acquisition de données expérimentales nécessaires à la validation des analyses numériques développées pour la prédiction des contraintes résiduelles générées lors d'une opération de soudage multipasse.

Le chapitre 1 présente quelques généralités sur le soudage multipasse. La suite sera consacrée à la présentation du cas de soudage retenu et détaillera la configuration étudiée, le procédé utilisé ainsi que le mode opératoire de soudage. Deux maquettes seront présentées, la première issue d'un projet multipartenaire mené en parallèle de la thèse avec pour objectif l'acquisition des cycles thermiques de soudage via une instrumentation par thermocouples suivi d'une identification de termes sources énergétiques par méthode inverse. La seconde, réalisée dans le cadre de la thèse, est prévue pour étudier l'évolution des contraintes résiduelles et de la microstructure à chaque étape du soudage. Les attentes ainsi que la stratégie retenue pour l'exploitation d'une telle maquette seront également présentées dans ce chapitre. Au niveau métallurgique, des macrographies révélant les zones fondues ainsi que les cartographies de dureté du joint soudé seront présentées.

Le chapitre 2 est consacré à l'évaluation des contraintes résiduelles. Un rappel sera fait sur leurs origines et leurs méthodes d'évaluation. Les moyens mis en œuvre pour l'exploitation de la maquette spécifique présentée dans le chapitre précédent seront précisés. L'évaluation expérimentale des contraintes résiduelles s'effectuera par deux méthodes adaptées aux liaisons soudées de fortes épaisseurs : la méthode du contour et celle dite du trou profond.

Chapitre 1 Maquettes soudées, objectifs et réalisations

1.1 Généralités sur le soudage multipasse

1.1.1 Définition

D'une manière générale, une opération de soudage consiste à assembler plusieurs pièces en assurant la continuité de la matière entre ces pièces. Cette continuité est assurée en portant localement les pièces au-dessus de leur température de fusion au niveau de l'interface les séparant (Murry, 1998). La réalisation du joint soudé permettant de lier les pièces peut être effectuée en une seule étape (soudage monopasse) ou en plusieurs étapes successives (soudage multipasse) cf. Figure 1.1. Le soudage de type multipasse est généralement utilisé pour assembler des pièces ayant des épaisseurs importantes.

1.1.2 Mode opératoire de soudage multipasse

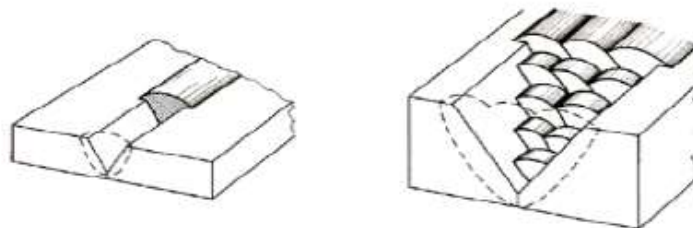


Figure 1.1 : Exemple de soudage monopasse (gauche) et multipasse (droite)
d'après (Bonaventure, 2012)

Un mode opératoire de soudage réunit l'ensemble des conditions et opérations réalisées pour obtenir un assemblage soudé. Généralement, le descriptif du mode opératoire de soudage (DMOS) comprend :

- **la préparation des pièces à souder** (décapage, usinage préalable, etc.). La réalisation de chanfreins sur les extrémités des pièces à souder peut revêtir une grande importance sur la bonne exécution de la séquence de soudage. Il existe plusieurs géométries de chanfreins dépendant du procédé de soudage, de l'épaisseur des pièces, du nombre de passes et de la nature des matériaux.
- **Le préchauffage**, utilisé afin d'éviter la formation de microstructures fragiles lors du refroidissement après une passe de soudage (pouvant conduire au phénomène de fissuration à froid). L'apparition de ce type de microstructure dépend en effet de la composition chimique du matériau mais aussi de la vitesse de refroidissement de la soudure. Il est également possible

de maintenir la structure assemblée à une température proche de celle du préchauffage pendant une certaine durée avant de subir le dernier cycle de refroidissement, on parle alors de postchauffage. Si la température est maintenue jusqu'au soudage de la passe suivante, la température de postchauffage de la passe i devient la température de préchauffage de la passe $i+1$, on parle alors de température interpasse (Rhorer, 1981).

- **La séquence de soudage** (ordre dans lequel sont déposés les cordons de soudure). Un choix judicieux permettra de faciliter l'exécution et l'enchaînement des passes. D'une manière générale, le choix de la répartition des passes dépend de l'épaisseur des pièces, de l'angle des chanfreins ainsi que des caractéristiques mécaniques du joint attendues sur la liaison soudée (Rhorer, 1981).
- **Le procédé de soudure** ainsi que les paramètres qui y sont associés (décrits ci-après).
- **Le traitement thermique** après exécution des soudures dont le but est d'améliorer la résistance du joint soudé à la corrosion et à la rupture fragile. Dans le cas des aciers faiblement alliés, ce traitement thermique permet également de modifier l'état microstructural de la liaison soudée. Pour certaines nuances d'acier, des structures martensitiques et bainito-martensitiques indésirables à l'état final sont en effet susceptibles d'apparaître au cours de refroidissements après soudage. Le traitement thermique post-soudage est généralement équivalent à un traitement de revenu.

1.1.3 Procédés de soudage à l'arc

Il existe de multiples procédés de soudage décrits dans différents ouvrages de la littérature (Blondeau, 2001a) (Blondeau, 2001b). Dans cette partie seuls les procédés de soudage à l'arc seront présentés. On s'intéressera en particulier aux soudages de type MAG (*Métal Active Gas*) et TIG (*Tungsten Inert Gas*) utilisés dans la réalisation des maquettes.

Lors d'une opération de soudage, divers phénomènes physiques exothermiques sont responsables de l'échauffement localisé des pièces, et particulièrement l'ionisation qui constitue le principe de base des procédés de soudage à l'arc. Dans ce but, l'électrode de l'outil et les pièces à souder sont placées dans un milieu gazeux et reliées aux pôles d'un générateur afin de provoquer un arc électrique. Cet arc conduit à la formation d'un bain de métal fondu réalisant ainsi un dépôt continu qui se dilue avec les bords des pièces à souder pour constituer la liaison métallique.

Les différents procédés de soudage à l'arc se caractérisent par deux éléments essentiels :

- **la nature de l'électrode** : baguette, fil fusible ou tige réfractaire ;
- **la nature du milieu, gaz ou vapeur**, dans lequel s'établit la décharge électrique et qui doit avoir des propriétés protectrices vis-à-vis de l'atmosphère ambiante.

On distingue ainsi :

- **le soudage à l'électrode enrobée** : procédé manuel couramment utilisé notamment pour effectuer des réparations. L'arc électrique créé entre l'électrode enrobée et la pièce de métal fait fondre l'électrode. L'électrode est constituée d'une âme métallique et d'un enrobage. Ce dernier sert à faciliter l'amorçage et à protéger le métal et le cordon par une atmosphère protectrice.
- **le soudage à l'arc sous protection gazeuse** : procédé semi-automatique, très courant dans divers secteurs (automobile, naval et ferroviaire), qui permet de souder la plupart des métaux y compris les alliages d'aluminium. L'électrode est composée d'un fil fusible continu, servant de métal d'apport et se dévidant automatiquement sous protection gazeuse. Selon la nature du métal à souder, on peut utiliser une protection avec un gaz inerte comme l'argon et/ou l'hélium (soudage MIG - Metal Inert Gas), ou avec un gaz actif constitué par exemple d'un mélange de gaz carbonique CO_2 et d'argon (soudage MAG - Metal Active Gas) (Figure 1.2).

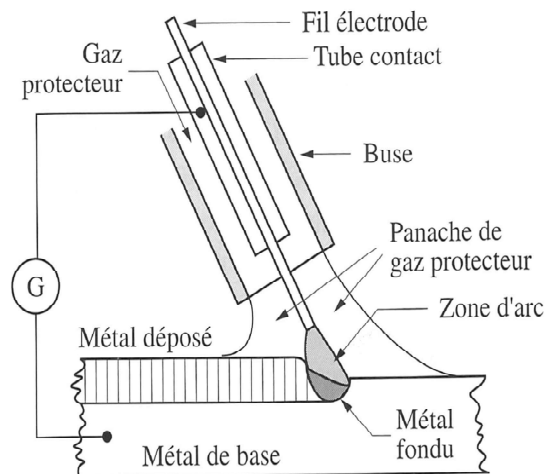


Figure 1.2 : Schéma de principe des procédés MIG et MAG d'après (Blondeau, 2001b)

- **le soudage avec fil fourré** : procédé semi-automatique aussi très répandu, notamment à cause de son taux de dépôt particulièrement élevé. Ce procédé de soudage s'effectue presque exclusivement pour des aciers (au carbone) alliés ou faiblement alliés. Le procédé est le même que pour le soudage MAG à l'exception de la nature de l'électrode. Elle peut être formée d'une enveloppe métallique remplie d'une poudre dont la nature et le rôle s'apparentent à ceux de l'enrobage de l'électrode enrobée (Figure 1.3).

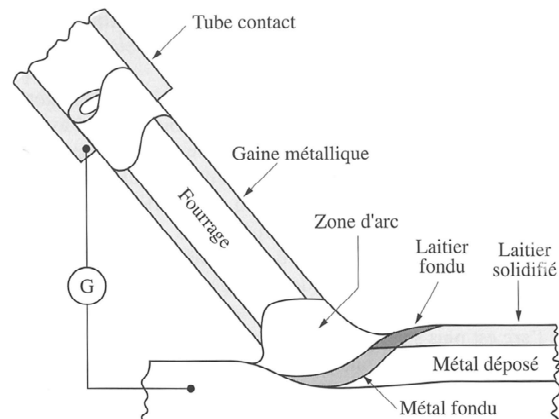


Figure 1.3 : Soudage à l'arc avec fil fourré d'après (Blondeau, 2001b)

- **Le soudage sous flux solide** : procédé automatique très utilisé pour réaliser des revêtements. Il se compose d'un fil électrode fusible, dévidé d'une bobine, et d'une protection obtenue par vaporisation d'une poudre injectée dans la zone d'arc. L'emploi de la poudre limite l'application de ce procédé de soudage à la position à plat.
- **Le soudage à électrode de tungstène non fusible, appelé également soudage TIG (Tungsten Inert Gas)** : il est particulièrement adapté pour le soudage des tôles minces du fait de sa faible pénétration d'arc et pour les matériaux difficiles à souder. Ce procédé permet d'obtenir des soudures de grande qualité par la précision et la densité de dépôt de soudure. L'arc électrique se forme entre le métal de base et l'électrode réfractaire. Cette électrode, non consommable, est constituée de tungstène. Le soudage s'effectue sous une atmosphère protectrice constituée d'un gaz inerte. Enfin, l'apport de métal, facultatif, s'effectue indépendamment (Figure 1.4).

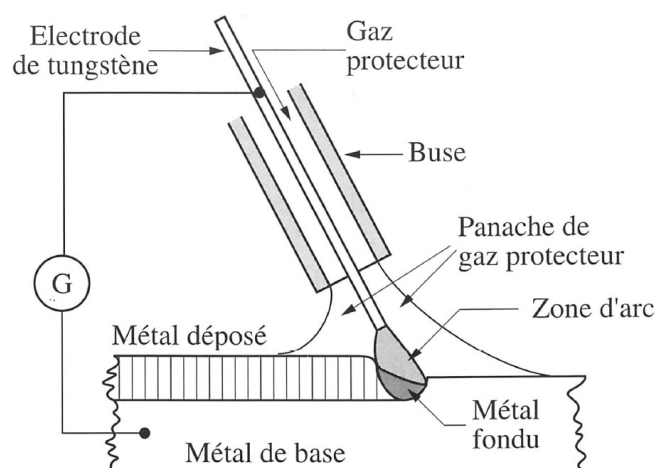


Figure 1.4 : Schéma de principe du procédé TIG d'après (Blondeau, 2001b)

1.1.4 Phénomènes thermiques lors du soudage

Pendant une opération de soudage, l'énergie générée par l'arc électrique produit localement un bain de fusion à l'intérieur duquel la chaleur se transmet par des mouvements de convection. Dans le reste de la structure, le transfert d'énergie se fait par conduction tandis que les échanges avec le milieu environnant mettent en jeu des phénomènes de convection et de rayonnement. Les phénomènes physiques régissant les mouvements dans le bain fondu ne seront pas détaillés dans cette étude. Pour de plus amples détails, le lecteur pourra se référer entre autres à (DebRoy and David, 1995) et (Perry, 2000).

Pour étudier les phénomènes mis en jeu au cours du soudage, il faut connaître le cycle thermique de soudage qui correspond à la variation de la température T en fonction du temps t . Ce cycle thermique est caractérisé par un chauffage rapide suivi d'un bref passage à très haute température puis par un refroidissement plus lent (Figure 1.5). Dans le cas des aciers cette courbe met en évidence trois grandeurs caractéristiques (Saint-Germain, 2006) :

- la température maximale atteinte T_m ,
- la durée d'austénitisation Δt_a au-dessus de la température d'austénitisation T_a (ou Ac3 cf. chapitre 3) et
- la vitesse de refroidissement, traduite habituellement par la durée de refroidissement Δt_{500}^{800} entre 800 et 500 °C.

Grâce à la connaissance du cycle thermique en un point de l'assemblage, il est alors possible d'analyser les évolutions des phénomènes métallurgiques apparaissant en ce point.

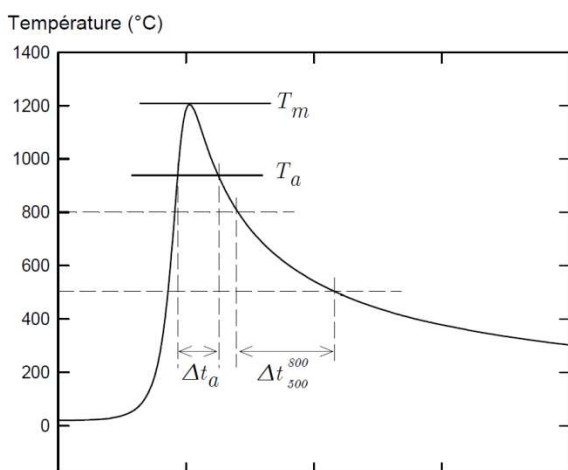


Figure 1.5 : Evolution de la température en fonction du temps au voisinage de la ligne de soudure d'après (Saint-Germain, 2006)

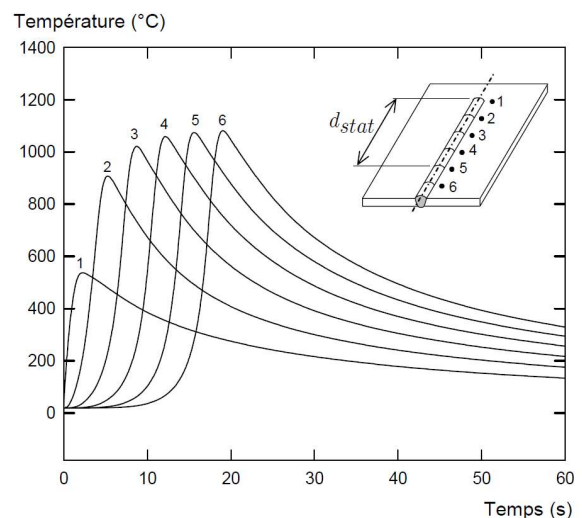


Figure 1.6 : Evolution de la température en fonction du temps pour des points situés à des distances croissantes de l'origine du cordon d'après (Saint-Germain, 2006)

Si on analyse les thermogrammes obtenus en des points situés à la même distance par rapport au centre du cordon de soudure (Figure 1.6), on constate alors que les cycles thermiques évoluent en fonction de l'avancée de la torche jusqu'à une certaine distance d_{stat} où ils deviennent identiques. Le champ de température a alors atteint un régime dit stabilisé ou quasi-permanent.

1.1.5 Cas du soudage multipasse

L'évolution de la température dans le cas du soudage multipasse dépend de la température initiale mais aussi du nombre et de la disposition des passes ainsi que de l'intervalle de temps entre les passes. La Figure 1.7 montre un exemple de cycles thermiques subis par différents points de la structure lors d'une opération de soudage comprenant quatre passes (Radaj, 2003).

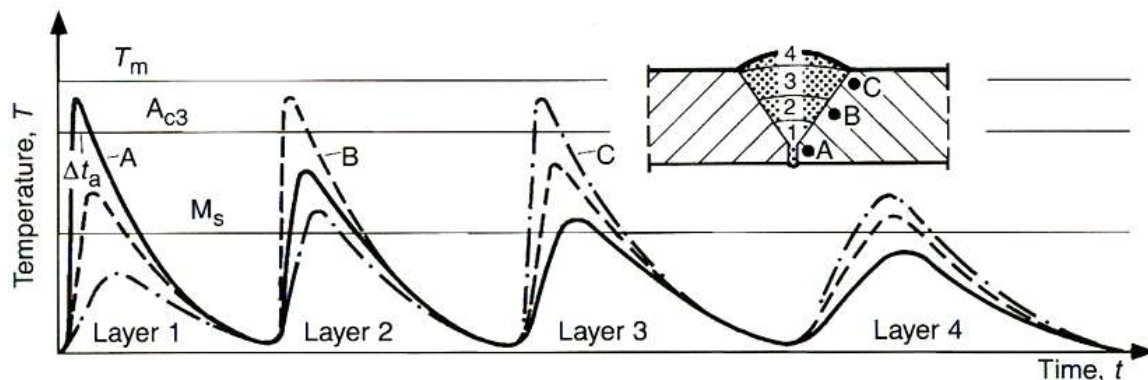


Figure 1.7 : Exemple de cycles thermiques rencontrés en soudage multipasse d'après (Radaj, 2003)

Au cours de l'opération de soudage, tous les points de la ZAT subissent une succession plus ou moins complexe de cycles thermiques. Suivant la position d'un point donné dans la ZAT l'enchaînement des différentes passes conduit à une succession de pics d'amplitudes variées et dont la température maximale dépend de la distance du point considéré à la passe de soudage. Par ailleurs toujours pour un point donné, l'éloignement progressif des passes suivantes rend leur influence négligeable. Suivant la position du capteur, le cycle thermique se résume en fonction des températures atteintes, en une combinaison de plusieurs pics thermiques. La microstructure finale résulte donc d'une succession de cycles thermiques pouvant être relativement variés et conduisant ainsi à l'établissement d'une microstructure complexe sur l'ensemble de la ZAT.

1.2 Maquettes soudées

Comme précisé dans l'introduction, la réalisation de maquettes soudées permet l'obtention de données expérimentales que l'on peut ensuite confronter aux résultats des simulations numériques. Dans cette étude l'objectif est de valider sur un cas concret la capacité du modèle à prédire l'apparition et l'évolution des contraintes résiduelles lors d'une opération de soudage multipasse. Pour rappel, les travaux de cette thèse s'insèrent dans une démarche où l'objectif ne réside pas dans la simulation numérique d'un cas de soudage particulier mais dans l'élaboration d'une approche permettant de prédire l'état final des contraintes adapté au cas du soudage multipasse.

1.2.1 Configuration étudiée

La géométrie retenue correspond à un joint d'angle en T, représenté par le soudage d'un raidisseur positionné perpendiculairement sur une plaque (Figure 1.8). Les deux tôles sont en acier 80HLES (haute limite d'élasticité soudable) qui est une nuance utilisée en construction navale. Cet acier sera présenté plus en détail dans le chapitre 3 consacré à la caractérisation du matériau.

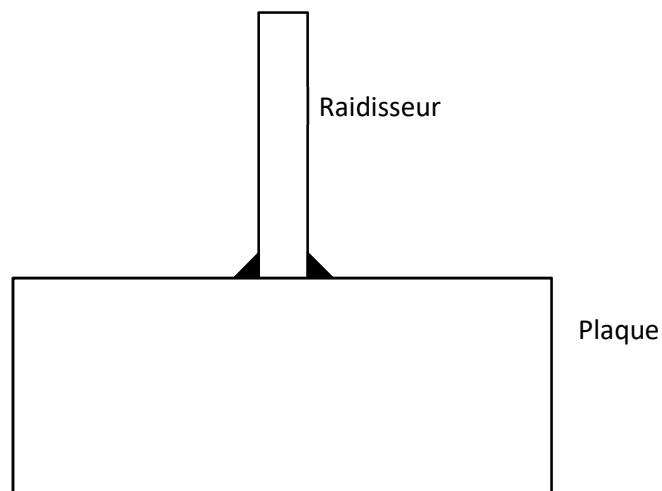


Figure 1.8 : Représentation schématique d'un joint d'angle en T

Cette configuration a été choisie pour plusieurs raisons. Tout d'abord il s'agit d'un cas de soudage fréquemment utilisé en construction navale. Cette configuration possède un nombre réduit de passes ce qui simplifie la réalisation des maquettes, leur analyse post-soudage et la modélisation numérique. De plus, une étude a été menée par le laboratoire LiMatB de l'Université Bretagne Sud pour Naval Group entre 2014 et 2015 sur une configuration identique. Cette étude avait pour but d'identifier les paramètres de sources de chaleur équivalentes pour le soudage multipasse d'un joint soudé en T. Les résultats de cette étude ont été utilisés dans ce travail.

Pour cette configuration, le mode opératoire de soudage est le suivant. Tout d'abord un agrafage TIG manuel avec apport de matière est réalisé de part et d'autre du raidisseur afin d'assurer le positionnement et le maintien en contact des deux tôles. La structure est ensuite préchauffée à une température d'environ 110 °C à l'aide d'éléments chauffants. Le contrôle de la température de préchauffage est assuré par des thermocouples soudés en surface et positionnés à différents endroits de la structure. Dès que la structure est homogène en température, quatre passes de soudage MAG avec fil fourré viennent compléter le joint soudé. La position de ces passes est donnée sur la Figure 1.9.

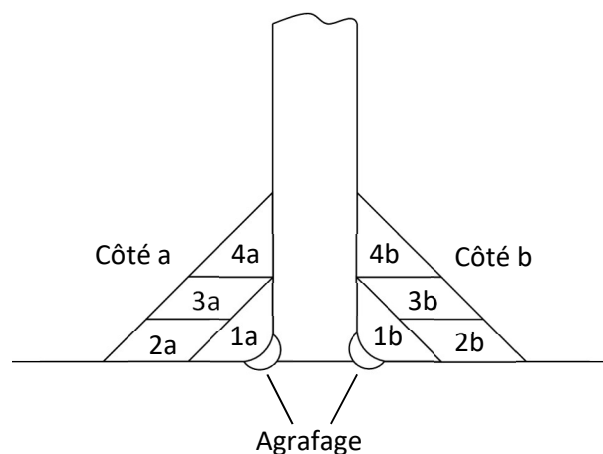


Figure 1.9 : Positions des cordons de soudure

Les passes sont déposées simultanément de part et d'autre du raidisseur et à la même vitesse à l'aide d'un robot de soudage possédant deux torches (Figure 1.10). De plus, les quatre passes sont réalisées avec les mêmes paramètres de soudage. Avant d'effectuer la passe suivante, le mode opératoire de soudage préconise d'attendre que la température de la structure atteigne de nouveau la température de préchauffage.

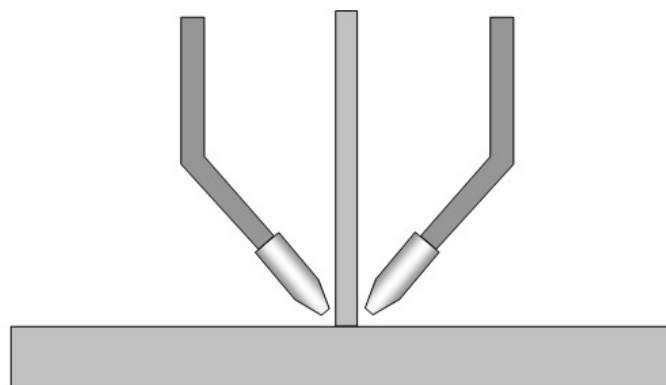


Figure 1.10 : Position des deux torches MAG

1.2.2 Maquette instrumentée

Les résultats de cette étude ont été fournis par Naval Group. Bien que ces résultats aient été obtenus en dehors de cette thèse, nous résumons cependant ici les principales étapes réalisées pour l'obtention des paramètres de sources de chaleur équivalentes pour la simulation thermique du soudage. Dans un premier temps le positionnement des capteurs est défini à partir d'une macrographie de référence faisant apparaître la ZF. La plaque et le raidisseur ont été découpés en plusieurs tronçons pour réaliser l'instrumentation puis réassemblés avant d'effectuer l'opération de soudage multipasse. Les capteurs utilisés pour mesurer la température sont des thermocouples de type K (Chromel-Alumel) et de diamètre 75 μm . La Figure 1.11 montre le positionnement des thermocouples dans une section transverse du joint d'angle en T.

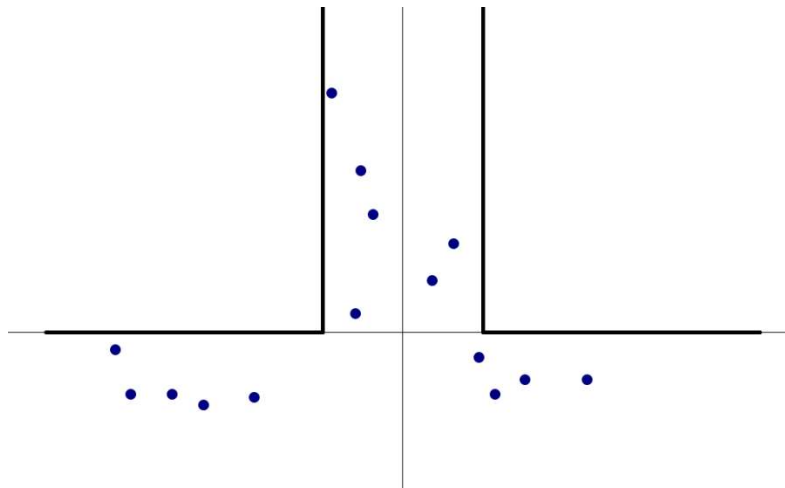


Figure 1.11 : Position des thermocouples dans une section transverse du joint d'angle en T

Deux sections transverses ont été instrumentées afin de caractériser les gradients thermiques dans les différentes directions. Plusieurs thermocouples ont été positionnés en des points identiques sur les deux interfaces pour vérifier la fiabilité et la répétabilité des températures enregistrées au cours des passes. Au total, 28 thermocouples ont été placés en différents points des ZAT supposées. Le soudage a été réalisé sur le site Naval Group de Cherbourg en respectant le mode opératoire de soudage présenté en § 1.2.1. La Figure 1.12 montre le positionnement de la maquette sur le robot de soudage après l'agrafage TIG et avant le soudage MAG, les fils des thermocouples visibles en vert sont reliés à une centrale d'acquisition.

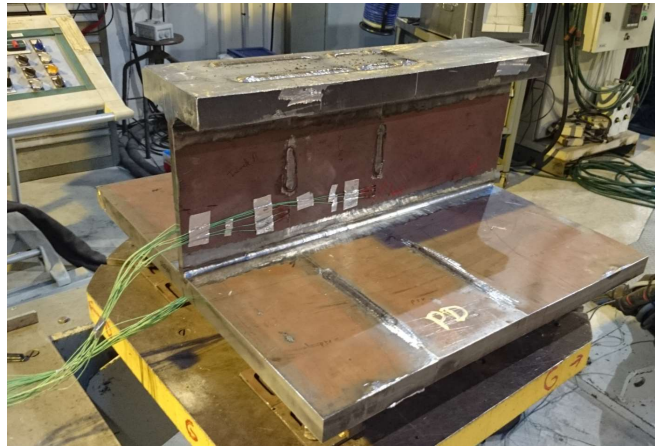


Figure 1.12 : Positionnement de la maquette avant soudage MAG

A l'issue du soudage, la pièce a été découpée et les deux sections transverses instrumentées ont été ensuite usinées, rectifiées puis polies et attaquées chimiquement afin de faire apparaître les positions exactes des thermocouples ainsi que les zones fondues du joint soudé. La Figure 1.13 présente quelques thermogrammes pour l'ensemble des quatre passes. Les deux thermocouples sélectionnés sont repérés sur la macrographie.

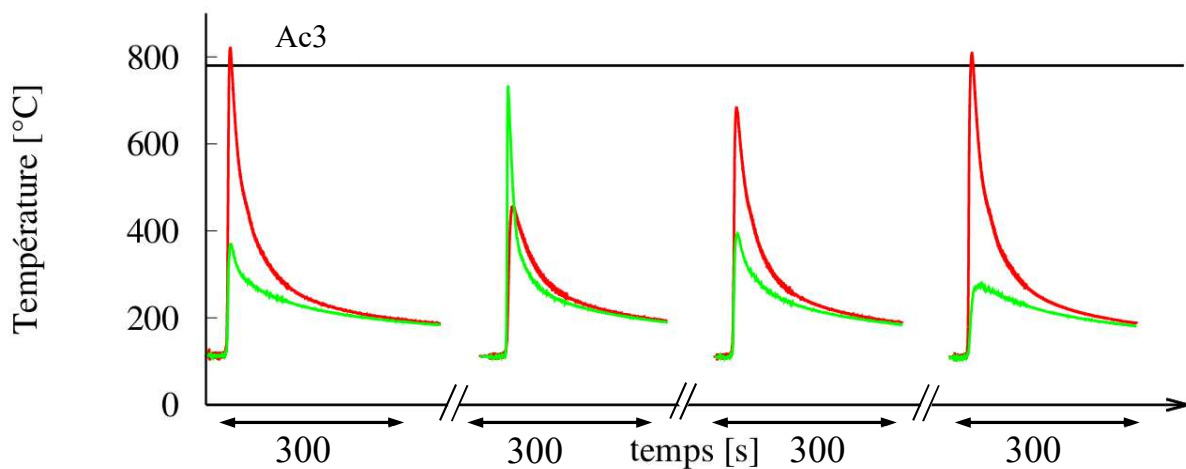
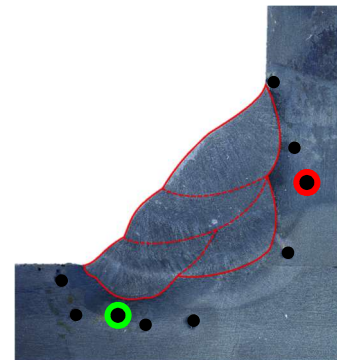


Figure 1.13 : Suivi de la température de deux thermocouples de la maquette instrumentée

Le repositionnement des thermocouples est ensuite pris en compte pour l'estimation des termes sources par un modèle numérique équivalent et une méthode inverse. Le type ainsi que les paramètres de la source seront présentés dans le chapitre 6. La comparaison entre les thermogrammes et le chargement thermique obtenu par simulation numérique y sera également présentée.

Des déterminations de contraintes résiduelles après soudage ont également été effectuées sur cette maquette par la méthode du contour et la méthode du trou profond. Comme indiqué précédemment, les travaux de cette thèse s'intéressent à l'état des contraintes résiduelles post-soudage mais aussi à l'évolution de l'état de contrainte en cours de soudage. L'évolution de l'état de contrainte en fin de chaque passe étant impossible à obtenir à partir de cette maquette instrumentée par thermocouple, une autre maquette dite avec « passes décalées » a été réalisée.

1.2.3 Maquette « passes décalées »

L'objectif de cette maquette est de fournir des données expérimentales au niveau métallurgique et mécanique pour chaque étape du soudage multipasse. La configuration de soudage ainsi que la géométrie de cette maquette sont similaires à la maquette instrumentée décrite précédemment. Les épaisseurs des deux tôles sont identiques ainsi que la nuance d'acier. Le but est de se placer dans les mêmes conditions pour que les cycles thermiques soient les plus proches possibles de ceux mesurés lors du soudage de la maquette instrumentée, en évitant ainsi de réaliser à nouveau une instrumentation thermique complexe. Les dimensions de la maquette sont présentées en Figure 1.14. Elles sont identiques à celle de la maquette instrumentée mis à part la longueur de soudage (1000 mm pour la maquette « passes décalées » au lieu de 600 mm).

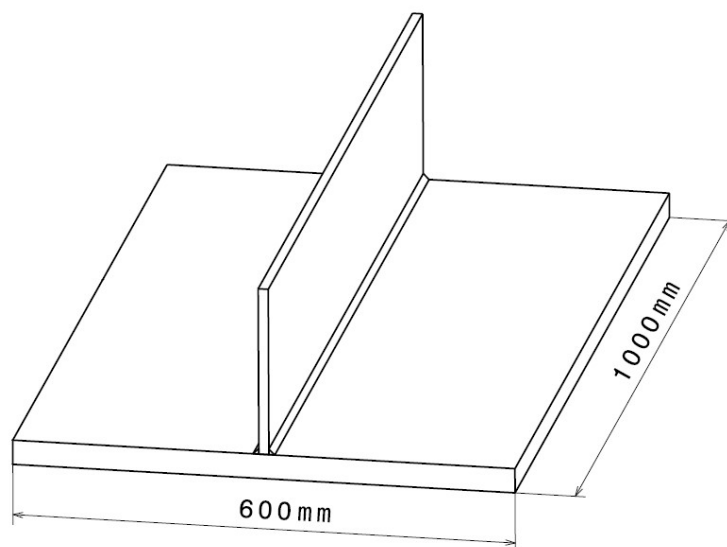


Figure 1.14 : Dimensions de la maquette « passes décalées »

La différence entre les deux maquettes réside principalement dans le fait que pour chaque passe un décalage de la position initiale des torches (selon l'axe z) est appliqué. De cette manière, on obtient plusieurs zones représentatives des différentes étapes du soudage sur la même maquette (Figure 1.15) pour évaluer les contraintes résiduelles à l'issue de chaque passe.

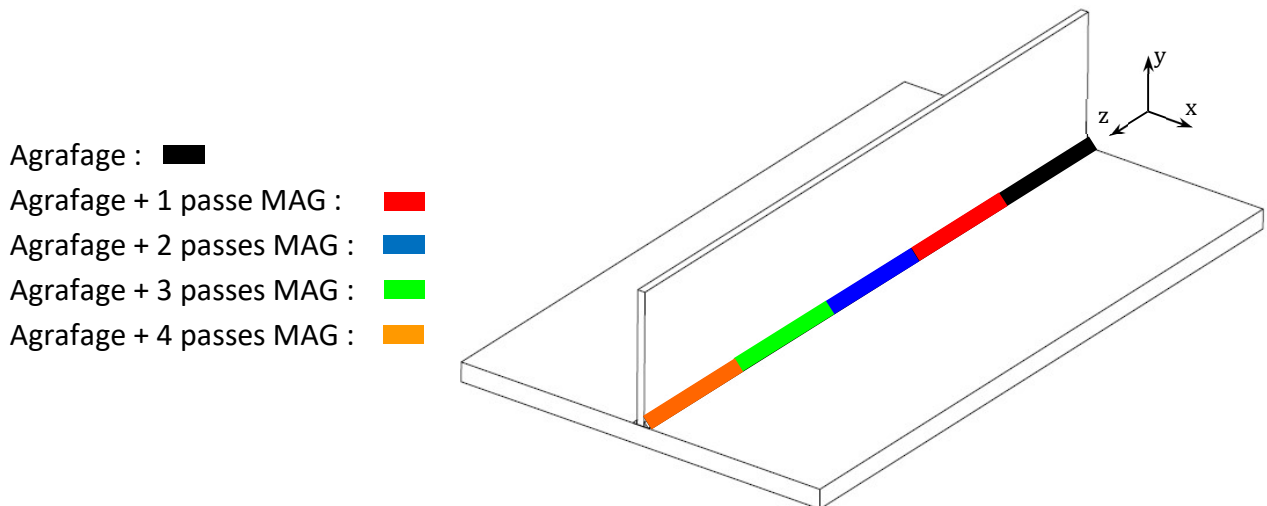


Figure 1.15 : Position et répartition des passes sur la maquette

Le décalage de la position des torches pour chaque début de passe a été déterminé à partir de la durée nécessaire pour atteindre un régime établi et de la vitesse de soudage. Cette durée a été définie à partir des courbes d'enregistrement des paramètres de soudage fournis par Naval Group et en tenant compte de la diffusion de la chaleur vers l'arrière de la source de la passe $i+1$ sur la passe i . L'amplitude du décalage préconisé est de 200 mm. Le mode opératoire de soudage utilisé est rigoureusement le même que pour la maquette instrumentée. Cette maquette a également été soudée sur le site de Naval Group de Cherbourg, avec le même robot de soudage. Les objectifs de cette maquette sont multiples. Tout d'abord, sur chacun des tronçons une macrographie sera réalisée ainsi qu'une cartographie de la dureté. Ces résultats auront pour but de valider l'analyse thermométallurgique avec notamment la comparaison expérience-calcul de la géométrie des zones fondues et des duretés (calculées à partir des fractions volumiques des phases et de la vitesse de refroidissement). Par ailleurs, la découpe des différents tronçons a permis l'évaluation des contraintes résiduelles à chaque étape du soudage. La mesure des contraintes résiduelles a été réalisée par la méthode du contour et par une autre méthode dite du trou profond. Cette dernière méthode plus précise a servi de référence afin d'évaluer la fiabilité des résultats obtenus par la méthode du contour. Ces résultats ont ensuite été utilisés pour une validation de la simulation numérique des contraintes résiduelles lors du soudage pour chaque passe.

1.3 Macrographies et cartographies de dureté

1.3.1 Protocole expérimental

Concernant le protocole expérimental, après avoir effectué les mesures nécessaires à l'évaluation des contraintes résiduelles, chaque échantillon a été découpé pour ne conserver que la zone utile (proche du cordon) puis enrobé à froid pour finalement être poli en vue de la mesure de dureté (polissage mécanique jusqu'à une rugosité R_a de $3\mu\text{m}$). Les mesures de dureté Vickers ont été effectuées sur un microduromètre Durascan Struers©. Cet appareil possède un plateau asservi XY permettant de cartographier en dureté une surface de façon automatique. Les mesures ont été effectuées à l'Institut des Matériaux Jean Rouxel de Nantes (IMN). Les mesures de dureté Vickers $Hv_{0,1}$ permettent d'obtenir une résolution suffisante pour étudier les évolutions de dureté au sein de la ZAT, le pas étant de $500\mu\text{m}$. Nous avons en moyenne sur la surface de l'échantillon 3000 mesures de dureté $Hv_{0,1}$ avec pour chaque point de mesure les coordonnées associées. Il est alors possible de tracer la cartographie en dureté des joints soudés correspondant à chaque étape du soudage multipasse. Après l'obtention de ces cartographies, chaque échantillon est de nouveau poli puis attaqué chimiquement de manière à révéler la position de la zone fondue et de la ZAT pour chaque passe. Pour notre étude, la ZAT est définie comme l'ensemble des points où la dureté a évolué par rapport à la dureté initiale ($250 Hv_{0,1}$). Ces observations permettront par la suite de valider la simulation numérique. L'attaque chimique est réalisée par l'immersion de l'échantillon dans du Nital 3% (97% d'éthanol + 3% d'acide nitrique).

1.3.2 Macrographies

Les Figure 1.16 et Figure 1.17 représentent les macrographies réalisées sur la zone de la maquette correspondant respectivement à l'agrafage et à l'agrafage + 1 passe MAG. Le contour de la zone fondue est représenté par un trait noir continu. On remarque que la zone fondue et la ZAT générée par l'agrafage sont recouvertes par celles de la première passe MAG. Il est alors possible de supposer que l'histoire thermique et métallurgique vue par la structure lors de l'agrafage puisse être effacée par la première passe. De plus la position des cordons ainsi que leurs formes géométriques présentent une bonne symétrie. Ces aspects pourront être pris en compte pour simplifier la simulation numérique.

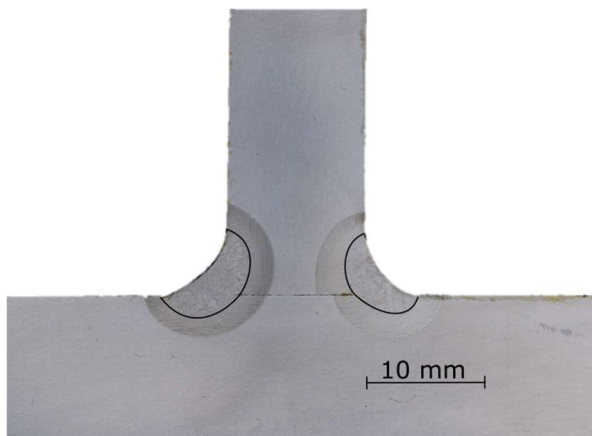


Figure 1.16 : Macrographie après agrafage – la ZF est délimitée par un trait noir

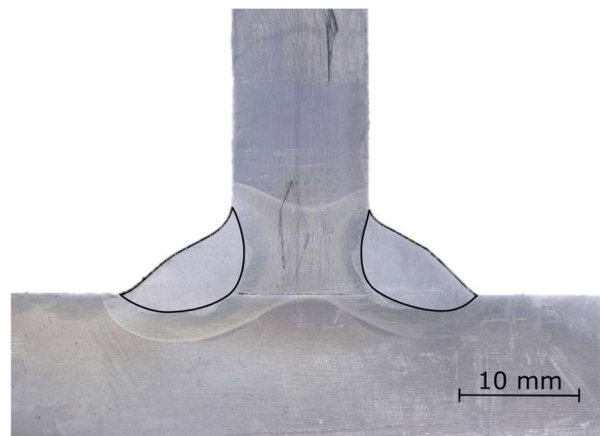


Figure 1.17 : Macrographie après agrafage + 1 passe MAG

La Figure 1.18 représente la zone correspondant à l'agrafage + 2 passes MAG, la Figure 1.19 la zone agrafage + 3 passes MAG et la Figure 1.20 la zone agrafage + 4 passes MAG. Le trait interrompu délimite les cordons formant la ZF globale. La deuxième passe MAG refond partiellement la première passe, la troisième étant déposée sur ces dernières les refond partiellement également. Enfin, la quatrième passe MAG refond la troisième passe seulement. Le bain de fusion de la deuxième et la troisième passe MAG a tendance à s'étaler, les formes des cordons étant d'ailleurs relativement proches. En revanche, le bain de fusion pour les passes 1 et 4 est plus contraint géométriquement, cela est dû au fait que pour ces deux passes le cordon est déposé dans une zone plus « fermée » (angles proches de 90°) laissant moins la possibilité au bain de s'étaler. Les formes des cordons des passes 1 et 4 sont proches l'une de l'autre.

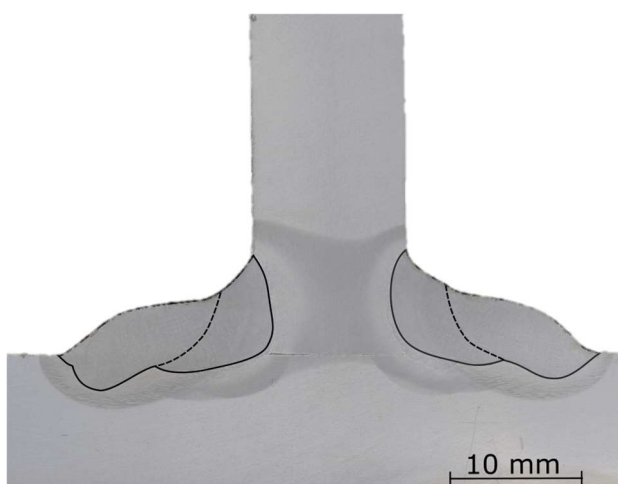


Figure 1.18 : Macrographie après agrafage + 2 passes MAG – les traits interrompus délimitent les cordons formant la ZF globale

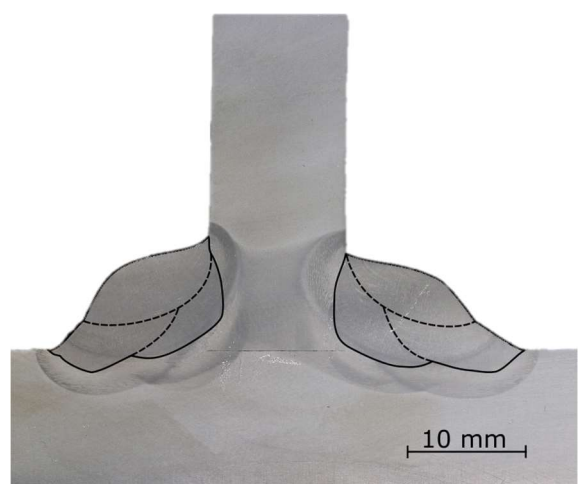


Figure 1.19 : Macrographie après agrafage + 3 passes MAG

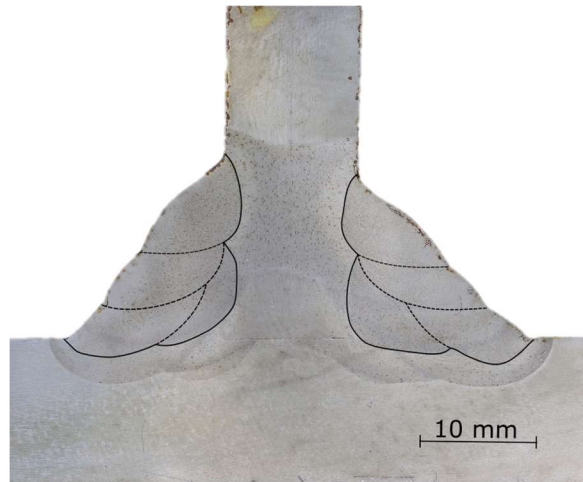


Figure 1.20 : Macrographie après agrafage + 4 passes MAG

1.3.3 Cartographies de dureté

Sur chacune des cartographies présentées dans cette partie, le contour de la zone fondue ainsi que la délimitation entre les cordons déterminés à partir des macrographies sont superposés aux résultats afin de favoriser leur analyse. La cartographie de la zone agrafage est présentée Figure 1.21. Les zones de dureté élevée correspondent à l'emplacement de la ZF et de la ZAT. Le niveau de dureté dans ces deux zones est globalement homogène (entre 400 et 450 Hv0,1). Néanmoins le maximum de dureté appartient à la partie de la ZAT située dans la plaque. Il s'agit de la zone de la ZAT surchauffée où le grossissement des grains austénitiques favorise la formation de microstructures les plus dures (cf. chapitre 3). Dans la ZAT appartenant au raidisseur les vitesses de refroidissement plus faibles (cf. Figure 1.13) limitent ce phénomène. Au-delà de la ZAT, on retrouve la dureté du métal de base proche de 250 Hv0,1.

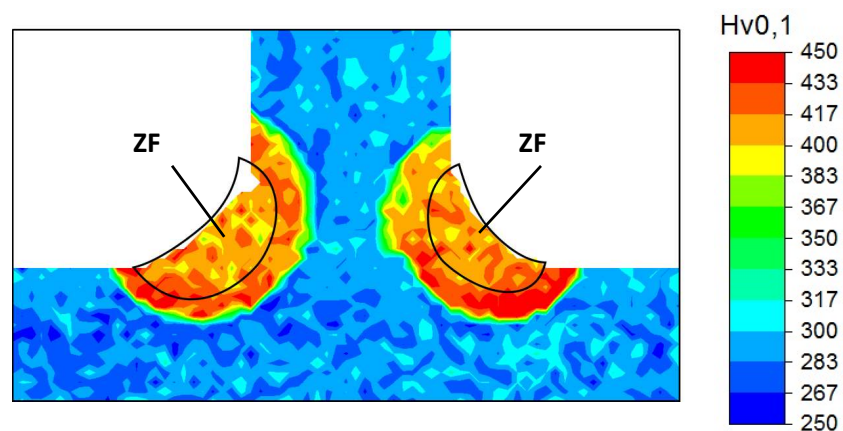


Figure 1.21 : Cartographie de dureté après agrafage – les ZF sont délimitées par des traits noirs

Les résultats pour la zone de la maquette correspondant à l'agrafage + 1 passe MAG sont présentés Figure 1.22. Les duretés les plus élevées sont situées dans la ZAT et correspondent au pourtour de la zone fondue. Les duretés maximales sont proches de 400 Hv0,1. La disparition des zones de duretés proches des 450 Hv0,1 est compatible avec l'hypothèse de l'effacement de l'agrafage par la première passe. Les ZF1 possèdent une dureté plus faible proche de 350 Hv0,1. Ce type de cartographie permet également de visualiser la limite entre la ZAT et le métal de base.

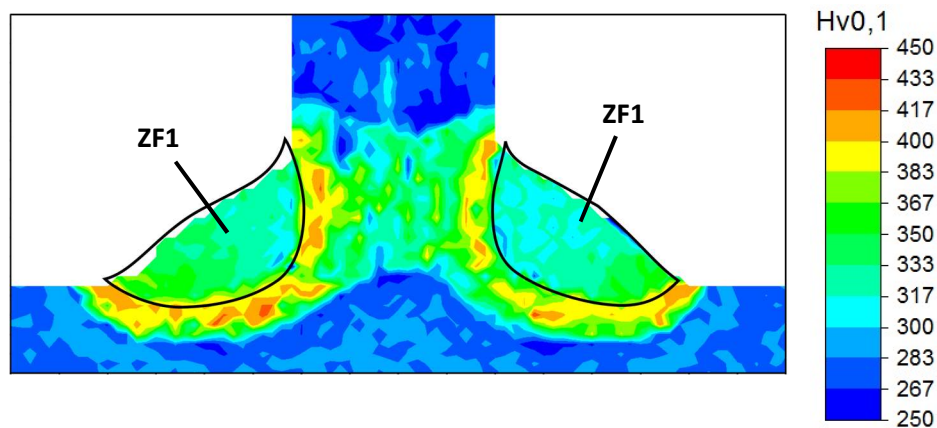


Figure 1.22 : Cartographie de dureté après agrafage + 1 passe MAG – les ZF sont délimitées par des traits noirs

La Figure 1.23 présente la cartographie obtenue pour la configuration agrafage + 2 passes MAG. Les niveaux de dureté les plus élevés sont situés sur le pourtour de la ZF2 côté plaque dans le métal non fondu. En revanche, à l'extrémité de la zone fondue de la passe 1 (devenue la ZAT de la deuxième passe), la passe 2 a provoqué une diminution de la dureté dont le niveau s'approche du métal de base. La même chose est observée sur le pourtour de la ZF1. Cette diminution de dureté étant observée dans des zones relativement éloignées de la zone fondue (ZF2), pourrait être liée à un revenu provoqué par la nouvelle passe sur le reste de la structure.

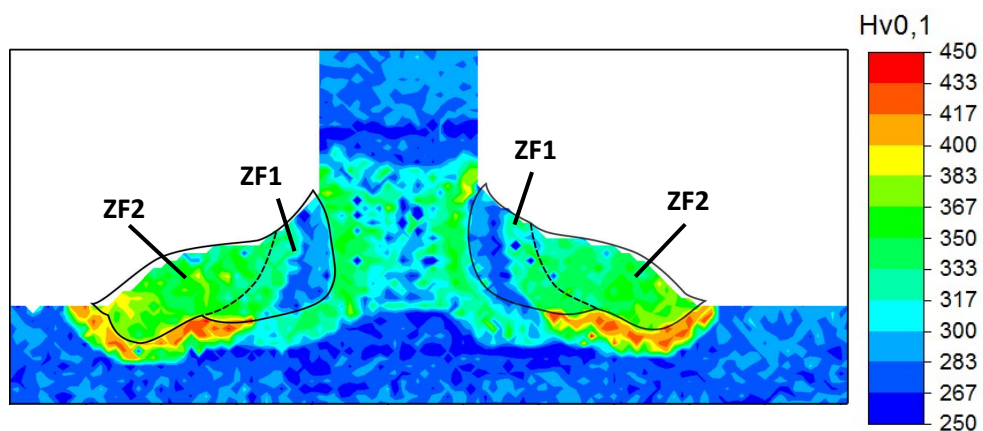


Figure 1.23 : Cartographie de dureté après agrafage + 2 passes MAG – les traits interrompus délimitent les cordons formant la ZF globale

Sur les Figure 1.24 et Figure 1.25 représentant respectivement les configurations agrafage + 3 passes MAG et agrafage + 4 passes MAG, les observations sont similaires à celles effectuées sur la Figure 1.23. Dans le raidisseur le métal non fondu proche de la ZF3 ou de la ZF4 a vu sa dureté croître de manière significative. Le reste de la zone sous-cordon de la ZF3 possède une dureté d'environ 350 Hv0,1 déjà rencontrée. Les zones plus éloignées mais appartenant à la nouvelle ZAT ont vu leurs dureté respectives diminuer. Au-delà de cette ZAT, la dureté n'est pas modifiée.

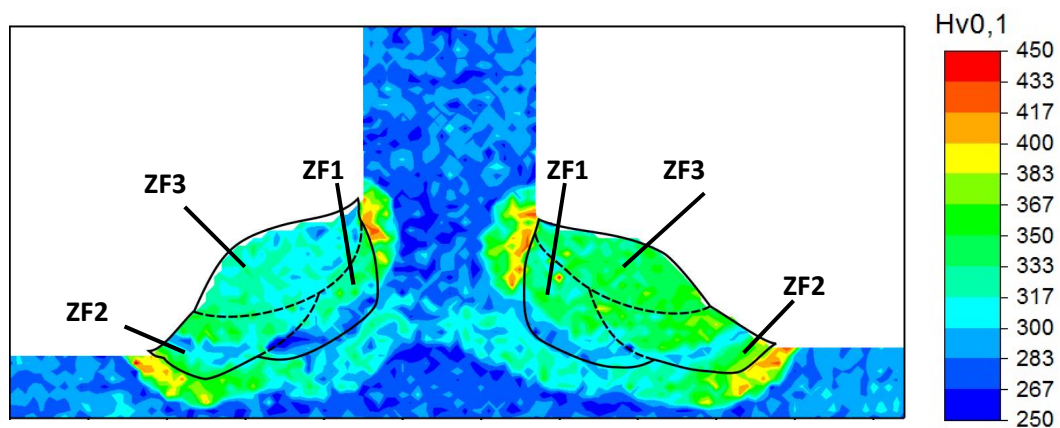


Figure 1.24 : Cartographie de dureté après agrafage + 3 passes MAG

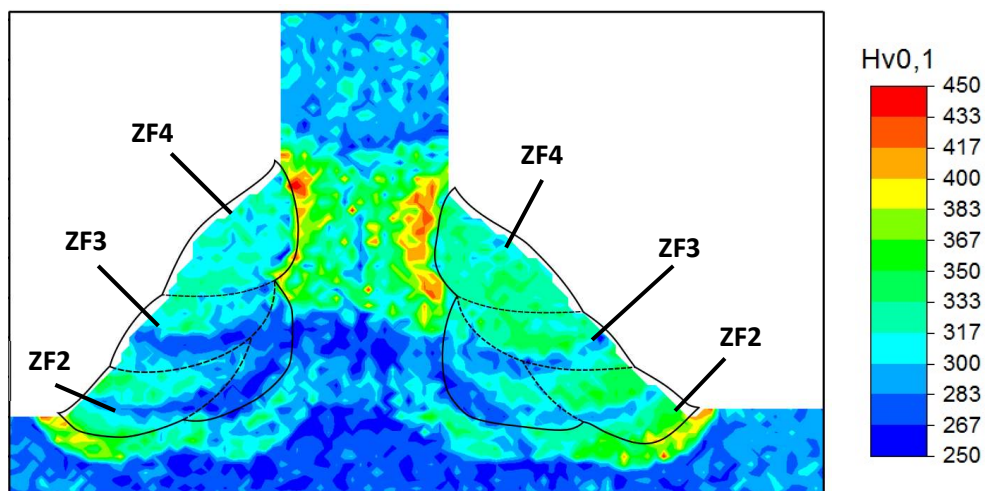


Figure 1.25 : Cartographie de dureté après agrafage + 4 passes MAG

L'ensemble des macrographies et cartographies de dureté obtenues illustre bien les transformations métallurgiques dues à l'enchaînement des passes de soudage. Si les zones surchauffées proches des ZF ont conduit classiquement à la formation des phases les plus dures, on peut cependant constater que leur étendue est au final très réduite et localisée aux extrémités de la ZF globale formée par les différents cordons. Les zones de dureté élevée apparues suite à l'agrafage ont été effacées dès la première passe. Après les quatre passes MAG la dureté maximale proche de 450 Hv_{0,1} n'est atteinte que dans le raidisseur en bordure de ZF4. Ailleurs, que ce soit en ZAT ou en ZF, la dureté reste proche de 350 Hv_{0,1} ou retombe au niveau des 250 Hv_{0,1} du métal de base. Dans ces zones adoucies, cette réduction de dureté est sans doute provoquée par des revenus.

1.4 Bilan sur les maquettes soudées

Les deux maquettes soudées réalisées ont permis l'obtention des thermogrammes, la visualisation des ZF et des ZAT ainsi que l'obtention de cartographies de dureté. L'enchaînement des quatre passes MAG et les cycles thermiques résultants ont conduit à des modifications microstructurales notables se traduisant par des variations de dureté significatives. Les transformations induites par l'agrafage semblent avoir été effacées dès la première passe MAG, cet aspect pourra être pris en considération lors de la simulation du soudage. La maquette « passes décalées » permet également d'analyser les contraintes résiduelles générées par chaque passe ce qui est l'objet du chapitre 2. L'ensemble de ces informations expérimentales sera exploité via une comparaison avec les résultats des simulations dans le chapitre 6.

Chapitre 2 Evaluation des contraintes résiduelles

2.1 Origine des contraintes résiduelles de soudage

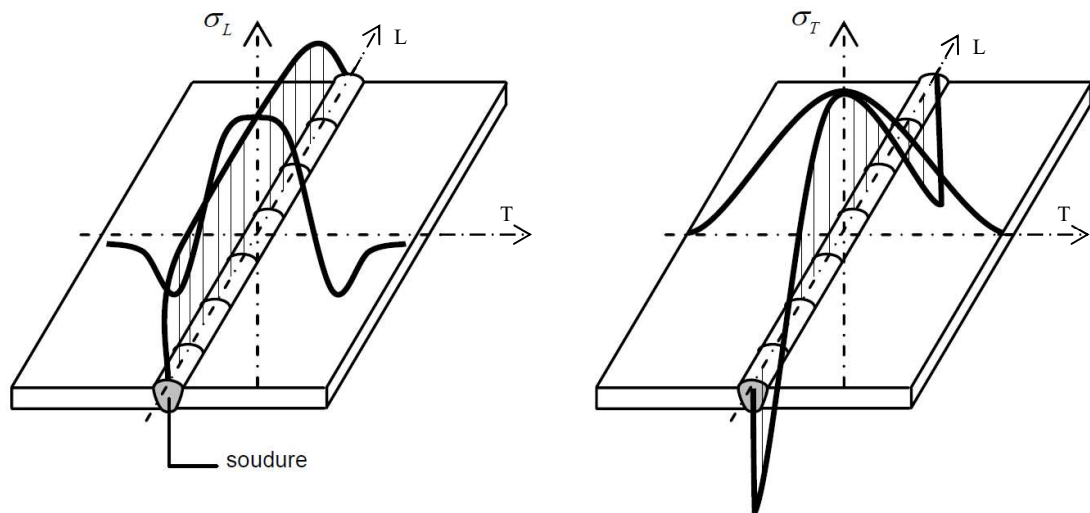
Les contraintes résiduelles sont des tensions internes présentes dans une pièce ou une structure en l'absence de sollicitations extérieures. La plupart des procédés de fabrication dont le soudage génèrent des contraintes résiduelles. Ces contraintes peuvent avoir plusieurs origines, mécanique, thermique ou encore métallurgique (structurale). Les principales sources des contraintes résiduelles sont résumées dans le Tableau 2.1 pour différents procédés de fabrication couramment utilisés. Dans notre cas, on s'intéressera par la suite uniquement aux contraintes résiduelles formées au cours d'un procédé de soudage.

Procédés	Origine mécanique	Origine thermique	Origine structurale
Fonderie Moulage	-	Gradient de température	Transformation de phase
Grenailage, martelage, choc laser, pliage, laminage, repoussage, forgeage, redressage, filage	Déformation plastique hétérogène entre le cœur et la surface de la pièce	-	-
Rectification, tournage, fraisage, perçage, alésage	Déformation plastique due à l'enlèvement de matière	Gradient de température pendant l'usinage	Transformation de phase
Trempe	-	Gradient de température	Transformation de phase (si le matériau le permet)
Cémentation Nitruration	-	Incompatibilité thermique	Nouveau composant chimique avec variation de volume
Soudage	Bridage, plasticité	Gradient de température	Modifications microstructurales (ZAT)
Brasage	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Nouvelle phase à l'interface
Dépôt électrolytique	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Composition de dépôt dépendant du bain utilisé
Projection thermique (plasma, laser...)	Incompatibilité mécanique, microfissuration	Incompatibilité thermique, gradient de température	Changement de phase de dépôt
Dépôt sous vide de films minces	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Changement de phase

Tableau 2.1 : Principales origines des contraintes résiduelles pour différents procédé de fabrication d'après (Lu, 2002)

Une opération de soudage engendre des contraintes résiduelles (cf. Figure 2.1) ayant pour origine plusieurs phénomènes :

- les dilatations thermiques différentielles dues à la présence d'importants gradients de température dans la zone de soudage,
- le bridage mécanique de la structure lors du soudage,
- les transformations métallurgiques qui modifient les caractéristiques physiques du matériau et la limite d'élasticité.



Contraintes résiduelles longitudinales

Contraintes résiduelles transverses

Figure 2.1: Répartition des contraintes résiduelles lors d'un soudage bout à bout d'après (Saint-Germain, 2006)

De plus, bien que situées très localement, ces contraintes provoquent des déplacements globaux, appelés distorsions, qui modifient la géométrie prévue de la structure et altèrent les caractéristiques mécaniques. Ces distorsions peuvent se décomposer suivant des effets élémentaires (cf. Figure 2.2) :

- a) **le retrait longitudinal**, parallèle à la ligne de soudage. Il est induit par le bridage des zones restant froides situées au voisinage de la soudure.
- b) **Le retrait transversal**, perpendiculaire à la ligne de soudage. Il est plus complexe à définir car son effet varie en fonction de la géométrie et du bridage.

- c) **L'effet de pliage**, dû à la variation du retrait transversal dans l'épaisseur de la soudure et qui provoque une rotation des éléments assemblés autour de l'axe de soudage.
- d) **L'effet de serrage**, dû au décalage dans le temps du retrait transversal lors de la réalisation de la soudure. Il se caractérise par un resserrement ou un écartement des pièces à assembler, selon la vitesse et l'énergie du procédé.
- e) **L'effet de cintrage**, dû à la variation du retrait longitudinal dans l'épaisseur de la soudure et qui provoque une rotation des éléments assemblés suivant l'axe perpendiculaire à l'axe de soudage.
- f) **Le flambage**, dû aux contraintes de compression qui engendrent une instabilité de la structure lors du soudage monopasse sur pièces minces. La structure présente alors des ondulations. Cet effet est également lié au retrait longitudinal (a).

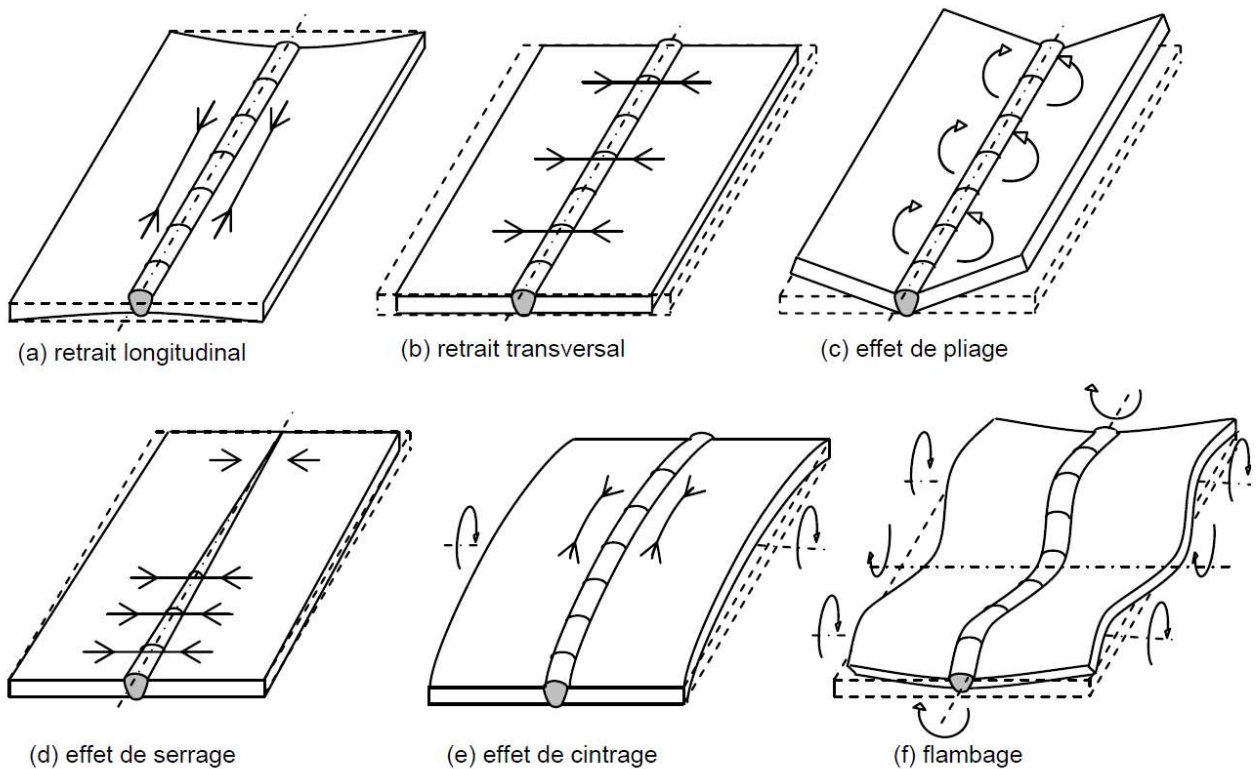


Figure 2.2: Distorsions résiduelles dues au soudage d'après (Saint-Germain, 2006)

L'évolution des contraintes internes pendant le soudage est complexe à décrire à cause des nombreuses variables telles que le bridage de la pièce ou encore les transformations de phases. Des travaux ont été réalisés sur l'observation des contraintes pendant le soudage (Castrataro, 2006) (Woo et al., 2006) cependant l'accès à ce type de donnée reste difficile.

2.2 Méthodes d'évaluation des contraintes résiduelles

Il existe de nombreuses méthodes d'évaluation des contraintes résiduelles (Schajer and Ruud, 2013). Chaque technique possède sa spécificité mais il est possible de les regrouper dans différentes catégories. Les principales méthodes sont présentées par la suite de manière succincte et récapitulées dans le Tableau 2.2.

Certaines méthodes destructives reposent sur le principe de redistribution des contraintes en découpant ou en enlevant de la matière. Les déformations (ré-équilibrage des contraintes internes) qui résultent de ces opérations d'usinage sont mesurées. On remonte ensuite à l'état de contraintes grâce à une approche analytique ou numérique en supposant que seule la composante élastique des déformations évolue pendant le ré-équilibrage. Citons :

- la méthode du trou incrémental (*hole-drilling method*),
- la méthode du trou profond (*deep hole drilling*),
- la méthode de la rainure (*slitting method*),
- la méthode par enlèvement de matière (*bending deflection method*),
- la méthode du contour (*contour method*).

D'autres méthodes sont non destructives et reposent sur la diffraction par le réseau cristallin en se basant sur le fait qu'une contrainte résiduelle génère une déformation de ce réseau. Les pics de diffraction seront différents selon que la pièce possède ou non des contraintes résiduelles. On retrouve principalement :

- la diffraction des rayons X (*XRD – X-Rays Diffraction*),
- la diffraction des neutrons (*ND – Neutron Diffraction*),
- le rayonnement synchrotron (*hard X-rays*).

Il existe également des méthodes reposant sur :

- les ultrasons (*ultrasonic method*),
- le magnétisme (*magnetic method*),
- la photoélasticimétrie...

Méthode	Profondeur max [mm]	Précision	Résolution spatiale	Destructivité	Coût	Type de matériaux
Trou	1	5-30%	1mm	+	\$	Tous
Trou profond	250	5-15%	5mm	+	\$\$\$	Tous
Enlèvement de matière	-	10-30%	100µm	++	\$	Tous
Rainure	-	5-20%	100µm	++	\$	Tous
Contour	-	5-20%	-	++	\$\$	Conducteurs électriques
Rayons X	1	10%	10µm	-	\$\$	Matériaux cristallins
Neutrons	100	10-20%	100µm	-	\$\$\$\$	
Synchrotrons	10	10%	1µm	-	\$\$\$\$\$	
Ultrasons	20	10-30%	1mm	-	\$	Tous
Magnétisme	1	Qualitative	1mm	-	\$\$	Ferro magnétiques

Tableau 2.2 : Comparaison des caractéristiques principales des méthodes d'évaluation des contraintes d'après (Levieil, 2016)

Les méthodes d'évaluation des contraintes les plus couramment utilisées sont la diffraction des rayons X et des neutrons, la méthode du trou également très utilisée et d'ailleurs normalisée. Dans notre cas, compte tenu des épaisseurs des tôles et la nature du matériau de la structure étudiée, les méthodes de diffraction ont été écartées au profit de la méthode du contour plus accessible et celle du trou profond. Ces deux méthodes seront présentées en détail dans la suite de ce chapitre.

2.3 Évaluation des contraintes résiduelles par la méthode du contour

2.3.1 Principe de la méthode

La méthode du contour proposée par Prime (Prime, 2001) repose sur la mesure d'une composante de déplacement résultant de la redistribution des contraintes résiduelles suite à un enlèvement de matière (trou, rainure, découpe...) effectué sur une pièce. Dans le cas de la méthode du contour, on applique ce principe à une découpe plane selon une direction choisie. Cette méthode est destructive et permet d'obtenir une cartographie 2D de l'état de contrainte.

La redistribution des contraintes internes dans la pièce génère un déplacement, en particulier dans la direction perpendiculaire à la découpe. La mesure de ce champ de déplacement permet selon la théorie de l'élasticité linéaire des solides de remonter au champ de contrainte résiduelle présent dans la pièce avant la découpe (Figure 2.3) (Pagliaro et al., 2011). Le champ de contrainte est obtenu via un calcul par éléments finis après traitement des mesures des faces de découpe.

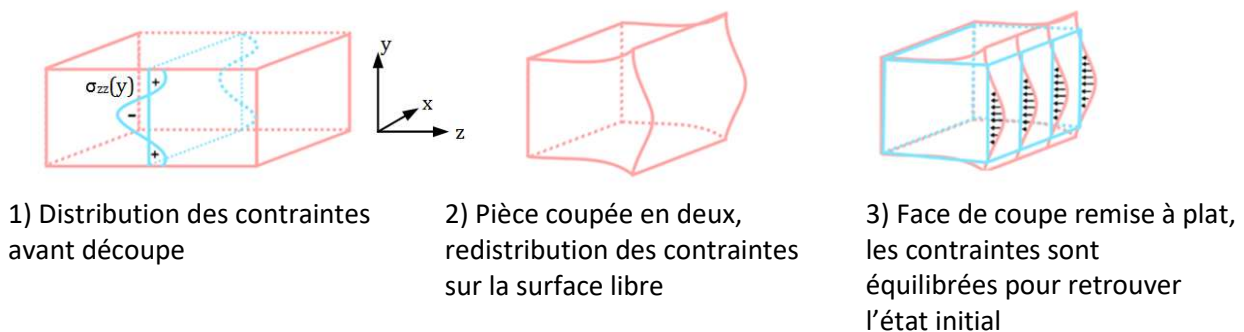


Figure 2.3 : Principe de la méthode du contour (d'après Pagliaro 2011)

La mise en œuvre de cette méthode nécessite d'enchaîner les opérations suivantes :

- Découpe de la pièce.
- Mesure du déplacement des deux faces de découpe.
- Traitement des champs de déplacement mesurés.
- Construction d'un modèle EF représentant la pièce étudiée avec la face découpée.
- Application du champ de déplacement inversé sur le modèle EF comme conditions aux limites.
- Calcul en élasticité linéaire et obtention du champ de contrainte.

Les détails des différentes étapes appliquées au joint d'angle en T multipasse sont décrits dans la suite de ce chapitre.

2.3.2 Découpe

Le choix du procédé de découpe revêt une grande importance puisque l'état de surface doit avoir une rugosité de l'ordre du micromètre (Nasri, 2007). De plus, dans notre cas, le procédé de découpe retenu ne doit idéalement pas perturber l'état de contrainte généré par l'opération de soudage. L'usinage par électroérosion ou EDM (*Electrical Discharging Machining*) classiquement utilisé pour la méthode du contour permet d'atteindre la précision demandée. L'électroérosion est une technique d'usinage procédant par fusion puis vaporisation de la matière entre deux électrodes (la pièce et l'outil). La découpe est effectuée à l'aide d'un fil métallique suivant une trajectoire programmée. Lorsque le fil est suffisamment proche de la pièce, des décharges électriques éjectent la matière au fur et à mesure de l'avance du fil, la découpe est ainsi réalisée sans contact (cf. Figure 2.4) (Lambert et Murphy, 2002). Le fil subit cependant une usure et doit être fourni sous forme de bobine qui est déroulée lors de l'usinage. Le déroulement du fil implique que la découpe doit être traversante sans retour possible dans la zone déjà découpée ce qui diminuerait significativement la qualité des résultats. La matière doit être éjectée avec la plus grande régularité possible ce qui implique des paramètres de découpe constants ainsi qu'une épaisseur de découpe constante.

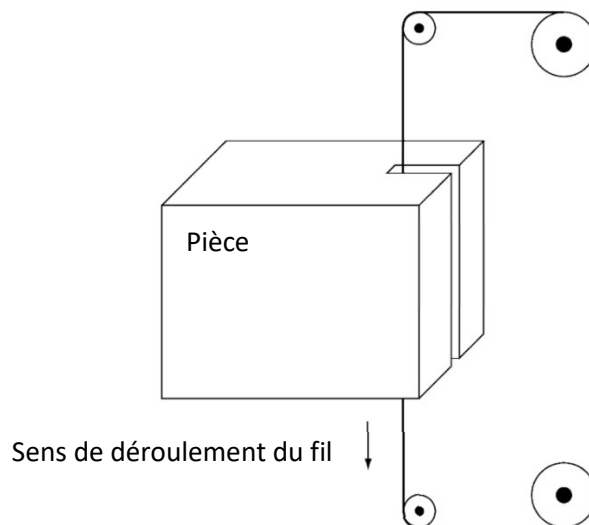


Figure 2.4 : Schéma du principe de l'usinage par électroérosion d'après (Lambert et Murphy, 2002)

Dans notre cas, les dimensions de la maquette ne permettaient pas de la positionner dans la machine EDM présente dans l'Atelier de la Faculté des Sciences de l'Université Bretagne Sud. Avant de procéder aux usinages par électroérosion il a été nécessaire de procéder à la découpe des extrémités de la plaque et du raidisseur (zones hachurées Figure 2.5). Le niveau de contraintes résiduelles présent dans ces extrémités est très faible par rapport au niveau de contrainte atteint dans la zone proche du cordon (zone d'intérêt). Nous avons ici fait l'hypothèse que la découpe ne modifiera pas de manière significative la distribution des contraintes dans le reste de la structure.

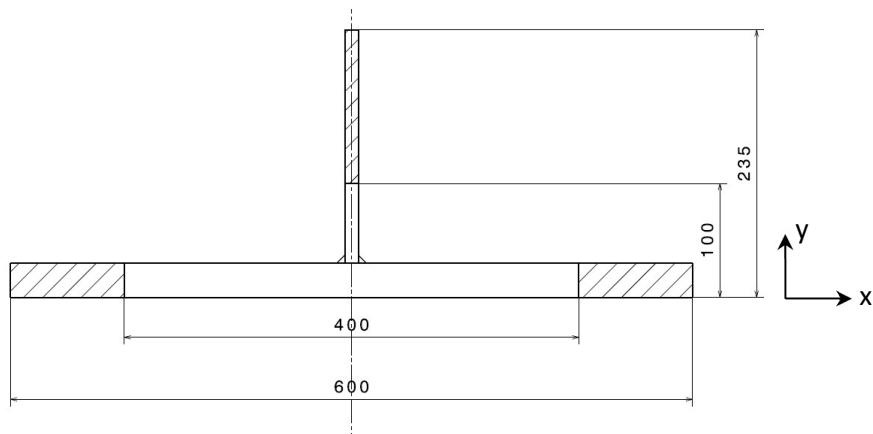


Figure 2.5 : Découpe des extrémités de la maquette « passes décalées » - dimensions en (mm)

Ensuite, la maquette a été à nouveau découpée en plusieurs tronçons, les découpes étant effectuées en tenant compte du décalage des passes, permettant ainsi d'obtenir cinq tronçons représentatifs des étapes du soudage (Figure 2.6). Ici aussi, il est supposé que les découpes successives des tronçons n'ont pas modifié l'état de contrainte dans le reste de la structure (la zone d'intérêt étant située suffisamment éloignée). De plus ces découpes sont situées dans des zones où le soudage n'atteint pas un régime établi donc sans intérêt pour l'évaluation des contraintes résiduelles et l'analyse métallurgique. Le procédé retenu pour ces découpes préalables est le découpage au jet d'eau. Ce procédé permet de découper de fortes épaisseurs tout en limitant l'échauffement de la matière avec une entaille de l'ordre du millimètre de largeur.

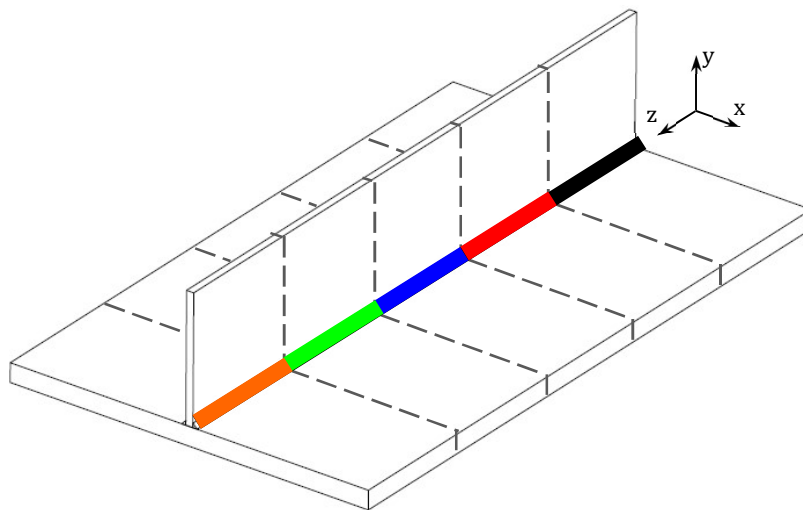


Figure 2.6 : Position des découpes des tronçons de la maquette « passes décalées »

Sur chacun des tronçons obtenus, un perçage débouchant a été réalisé. Ce perçage permet le passage du fil de la machine EDM pour débiter la découpe. La matière restant entre le perçage et l'extrémité de la plaque favorise le maintien en position (auto-bridage) de la pièce lors de la découpe. Pour que la découpe soit la plus régulière possible il est nécessaire que l'épaisseur à découper soit la plus régulière également.

La présence d'un raidisseur au milieu de la plaque génère une variation brutale et importante de l'épaisseur de découpe. Pour éviter cela, deux plaques d'acier dont un angle a été usiné de manière à épouser l'enveloppe extérieure du cordon (relevée au préalable) nommées ici « plaques femelles » ont été collées de part et d'autre du raidisseur (Figure 2.7). L'usinage des plaques femelles a été réalisé par électroérosion, la précision du procédé réduisant l'épaisseur du joint de colle. En effet bien que la colle époxy utilisée soit électro-conductrice et résistante à l'humidité, il est préférable de réduire au maximum l'épaisseur du joint de colle pour favoriser la découpe. Dans notre cas, l'épaisseur du joint de colle est inférieure au millimètre. De cette manière, les plaques femelles permettent d'avoir une épaisseur de découpe constante tout au long de l'usinage.

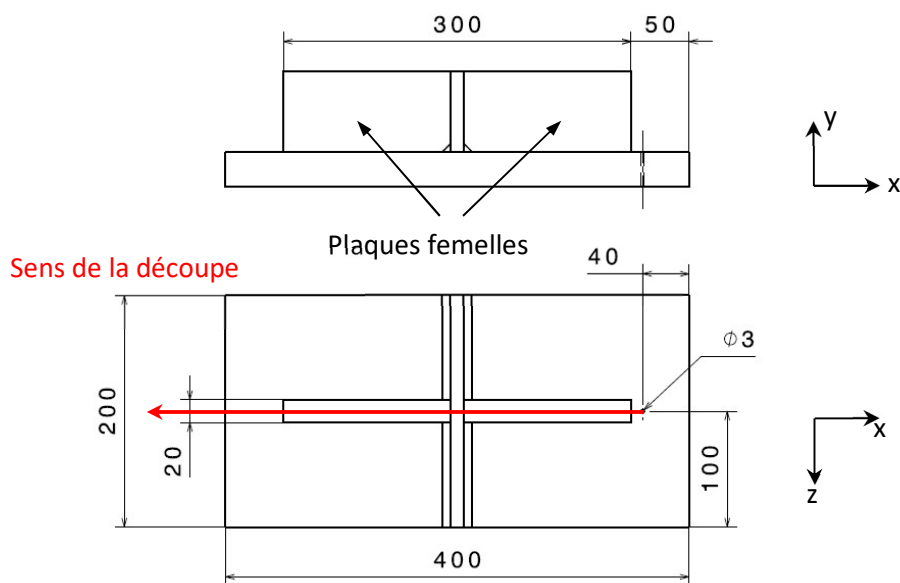


Figure 2.7 : Ajout des plaques femelles pour la découpe par électroérosion - dimensions en (mm)

Pour des pièces prismatiques, il peut y avoir plusieurs choix de direction de coupe pour parvenir au même résultat (Johnson, 2008). Dans notre cas, la direction de découpe est imposée par la géométrie de la pièce, l'épaisseur maximale de découpe de la machine, ainsi que les conditions de bridage. Il est également important de brider la plaque pour éviter son déplacement au cours de la découpe (Xie et al., 2015). Enfin un fil de 250 μm de diamètre a été utilisé pour les coupes avec une faible vitesse d'avance : 0,1 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$.

2.3.3 Mesure des surfaces de découpe

La mesure des déplacements des surfaces (aussi appelées profils ou contours) obtenus après la découpe constitue une phase importante du processus d'évaluation des contraintes. L'appareil de mesure utilisé est un profilomètre optique Altisurf® muni d'un capteur confocal chromatique. La pièce est placée sur une table XY motorisée permettant d'effectuer un balayage de la surface à mesurer.

La zone de mesure maximale est de 100 mm x 50 mm. La précision, le nombre de points de mesure et la vitesse d'acquisition sont déterminés par l'utilisateur. Une fois la mesure achevée, le logiciel génère un fichier texte comportant 3 colonnes correspondant à la position (x,y) et la hauteur (z) de chaque point. La Figure 2.8 représente la zone de mesure du champ de déplacement d'un tronçon. Du fait du mode opératoire de soudage utilisé, la distribution des contraintes longitudinales dans la section transverse est symétrique. Ainsi, la zone de mesure est située sur une moitié du joint d'angle ce qui permet d'évaluer l'état de contrainte sur une plus grande partie de la pièce. Les profils des deux faces générées par la découpe du tronçon sont mesurés l'un après l'autre et enregistrés dans deux fichiers distincts.

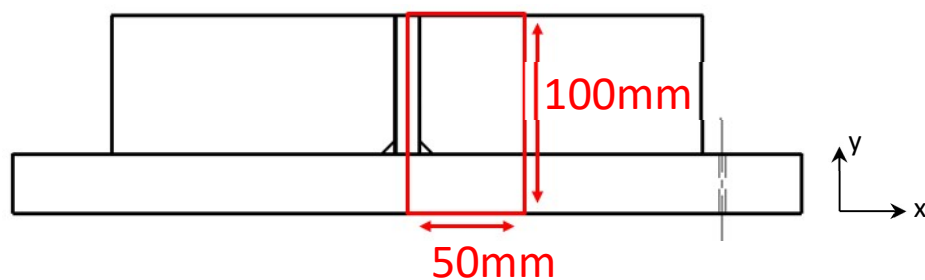


Figure 2.8 : Zone de mesure du champ de déplacement

2.3.4 Traitement des mesures

Les fichiers contenant les champs de déplacement mesurés sont ensuite traités par un code Matlab®. Ce code a été élaboré dans sa version initiale par B. Leveil (Leveil et al., 2016) pour l'évaluation des contraintes sur des éprouvettes. Les profils des faces de découpe étant mesurés séparément, les faces ne sont pas définies dans le même système de coordonnées. La première étape consiste donc, après lecture des deux fichiers de données, à repositionner les deux surfaces dans un même repère (Figure 2.9).

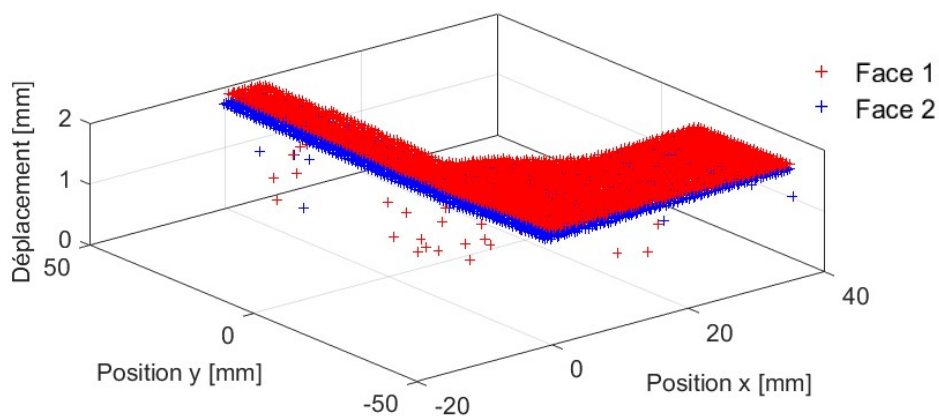


Figure 2.9 : Mesures du déplacement des deux faces de découpe

La deuxième étape consiste à filtrer les valeurs de déplacement en z indésirables des mesures. En effet, les profils contiennent un bruit (variation importante entre la valeur en z en un point et celle des points voisins) qui varie en fonction du nombre de points mesurés. Le filtrage consiste donc à éliminer les valeurs aberrantes (via un critère de distance) dans un premier temps et de s'affranchir des effets de bord de la découpe dans un second temps. Ensuite, les données sont alignées par rapport au repère d'un maillage éléments finis représentant le joint soudé à l'aide d'un algorithme ICP (*Iterative Closest Point*) permettant de minimiser la distance entre deux nuages de points. Une fois les données placées dans un même repère, les points de mesure ainsi que les nœuds situés sur les extrémités de la géométrie sont supprimés (via un critère de distance d) ce qui permet d'éviter de prendre en compte les effets de bords dans la suite du traitement des données (Figure 2.10).

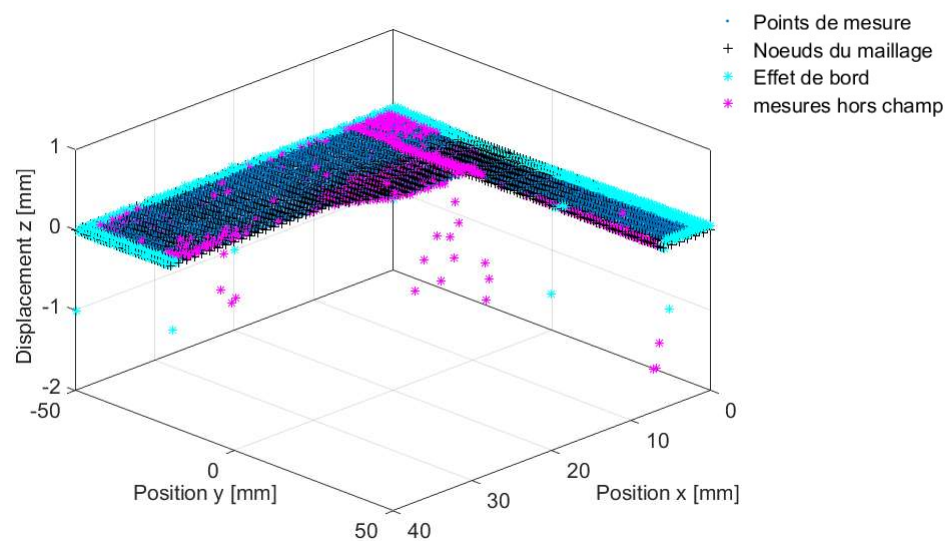


Figure 2.10 : Filtrage des points de mesures

Les données restantes sont interpolées sur les nœuds du maillage via un algorithme de recherche des plus proches voisins (*nearest neighbour algorithm*) puis sont ensuite lissées. Le lissage des données permet d'atténuer le bruit de mesure qui conduirait à l'obtention de niveaux de contrainte non représentatifs du champ de contrainte réel. Le champ de déplacement ainsi obtenu est tracé en Figure 2.11. Dans le programme Matlab®, le lissage est effectué à l'aide de splines cubiques (*csaps function*).

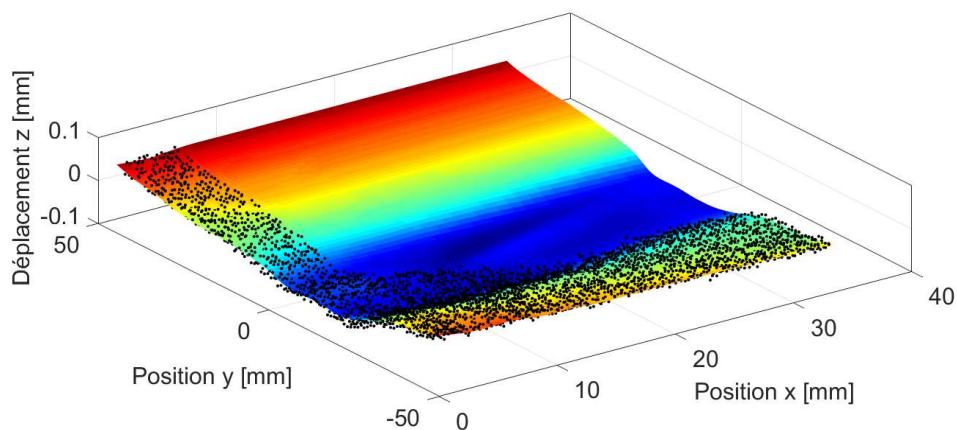


Figure 2.11 : Champ de déplacement lissé et points de mesure après post-traitement

Cette méthodologie nécessite d'ajuster soigneusement deux paramètres ayant une grande influence sur le champ de contrainte qui sont : d le paramètre permettant de s'affranchir des effets de bord et p le paramètre de lissage (associé à la fonction *csaps* et variant de 0 à 1) de la spline cubique. Le choix de ces deux paramètres dépend également du nombre de points de mesure (Levieil et al., 2016). La dernière étape du programme consiste à écrire un fichier contenant la valeur du déplacement selon l'axe z pour chaque nœud du maillage EF représentant la section transverse du joint soudé.

2.3.5 Calcul EF des contraintes résiduelles

Comme indiqué dans ce chapitre, la méthode utilisée pour le calcul numérique des contraintes est basée sur une analyse par éléments finis. La composante normale du déplacement de la nouvelle surface libre est alors imposée aux nœuds d'un maillage par élément finis de la pièce étudiée et un calcul en élasticité linéaire permet une estimation de la composante normale de la contrainte sur la surface de découpe. Dans notre cas la direction normale à la surface de découpe est selon l'axe z ce qui correspond à la composante longitudinale des contraintes du joint soudé (Figure 2.12 et Figure 2.13). Le logiciel de calcul EF utilisé est ABAQUS®. Le modèle respecte les dimensions de la plaque et du raidisseur avec une représentation simplifiée du cordon (simplification du traitement des données). Le maillage est composé d'éléments cubiques à 8 nœuds et pentaédriques à 6 nœuds. Ce maillage utilise une discrétisation variable selon z pour réduire le nombre de nœuds du modèle (Figure 2.13). Le champ de déplacement obtenu est appliqué comme condition aux limites, des conditions de blocage sont appliquées sur un nœud du maillage pour bloquer les mouvements de corps rigide. Les calculs ont été effectués avec les coefficients d'élasticité de l'acier à 20 °C : $E=204$ GPa et $\nu=0.3$. Les résultats après convergence du calcul sont présentés Figure 2.14 pour les quatre passes de soudage.

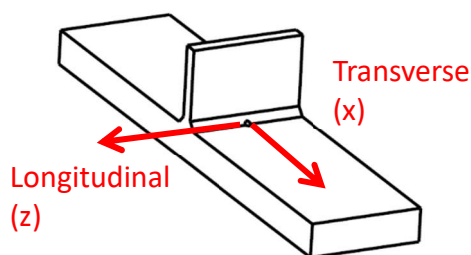


Figure 2.12 : Orientation des axes longitudinal et transverse du joint soudé

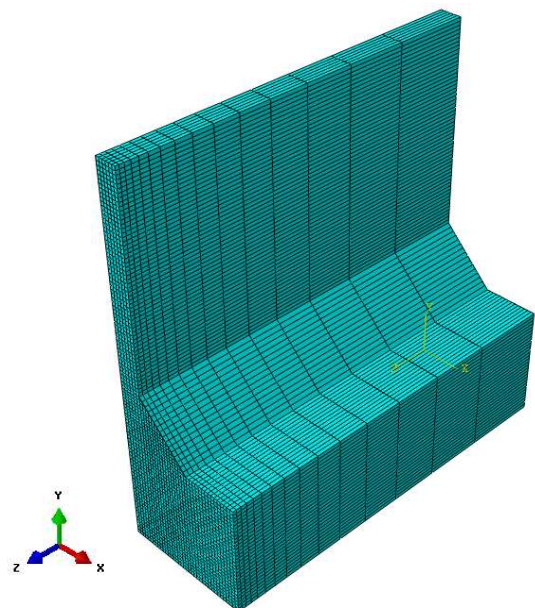


Figure 2.13 : Maillage du joint soudé pour le calcul numérique des contraintes résiduelles

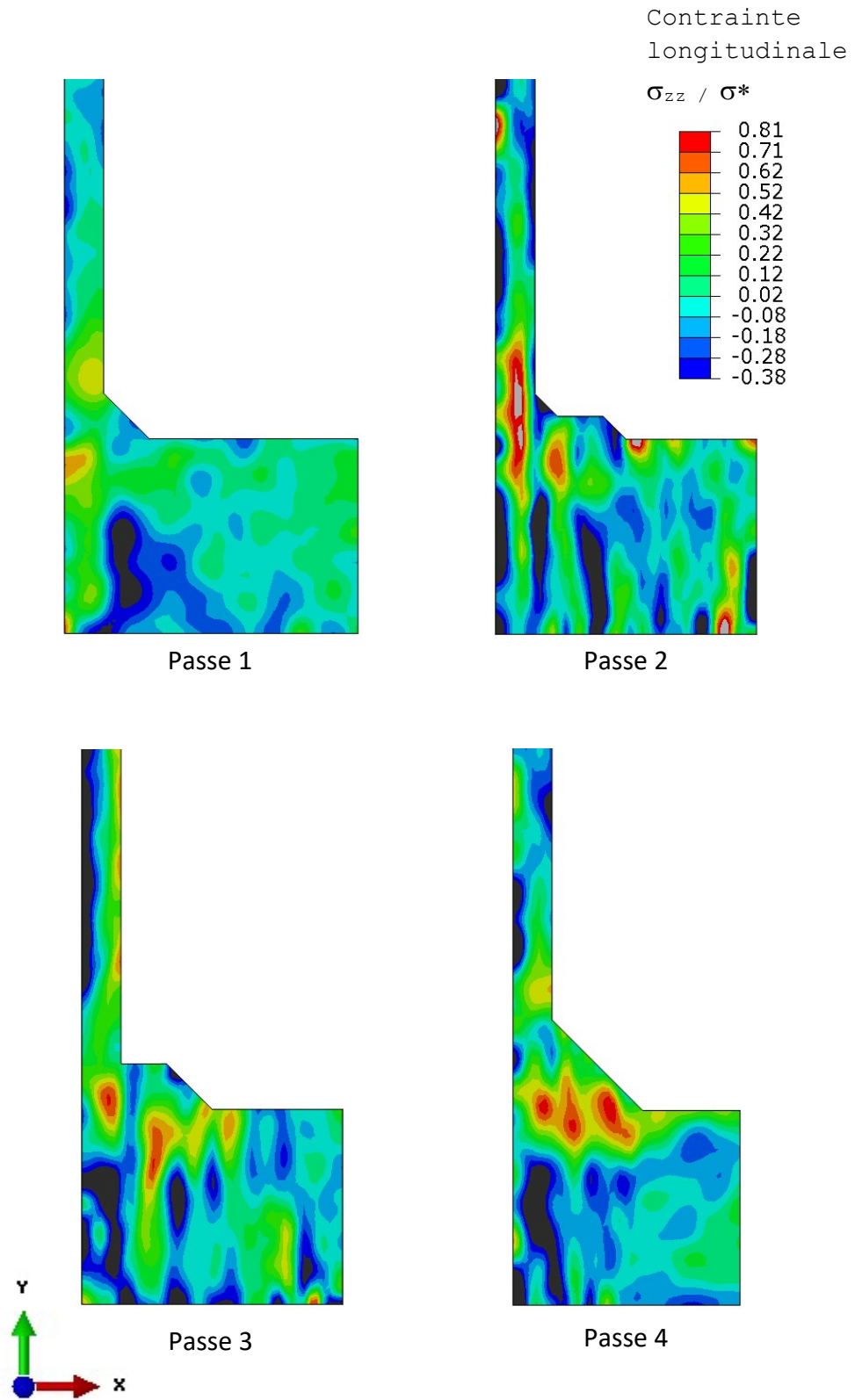


Figure 2.14 : Cartographies des contraintes résiduelles longitudinales pour chacune des étapes du soudage multipasse d'un joint d'angle en T

Des problèmes apparus lors de la découpe du tronçon représentatif de l'agrafage n'ont pas permis d'obtenir des résultats exploitables et ne seront pas présentés dans ce mémoire. Pour obtenir ces résultats, plusieurs jeux de paramètres (d , p) ont été testés en faisant varier raisonnablement leurs valeurs avant de choisir le jeu de paramètres donnant le résultat le plus adéquat. Les résultats issus des calculs EF ont été remis en forme avec une échelle identique pour faciliter la comparaison. D'une manière générale, les résultats sont assez bruités et il est possible de déceler la présence de lignes verticales en particulier pour les passes 2 et 3. Ces lignes sont dues aux arrêts fréquents de l'avance du fil lors de la découpe EDM, ces arrêts étant facilement observables sur les faces de coupe. En effet, obtenir une vitesse d'avance régulière et sans arrêt du fil s'est avéré particulièrement difficile d'autant que l'épaisseur de découpe atteignait la capacité maximale de la machine. La qualité de la découpe joue directement sur la précision du résultat final mais aussi sur la facilité à post-traiter les données issues de la mesure. Pour l'ensemble des tronçons, les contraintes de tension maximales se situent à l'emplacement de la ZAT du fait d'importants gradients thermiques et de transformations métallurgiques présents dans cette zone. Des contraintes de compression ont été obtenues dans certaines zones et s'avèrent nettement supérieures aux valeurs atteintes habituellement dans ce type de structure. Ces zones sont délimitées par des couleurs noires sur les cartographies des contraintes. Lorsque l'on compare les résultats obtenus pour la passe 4 avec les résultats obtenus par Naval Group sur la maquette instrumentée en TC, la répartition de la composante longitudinale des contraintes résiduelles sur la section transverse du joint soudé semble cohérente (cf. Figure 2.15).

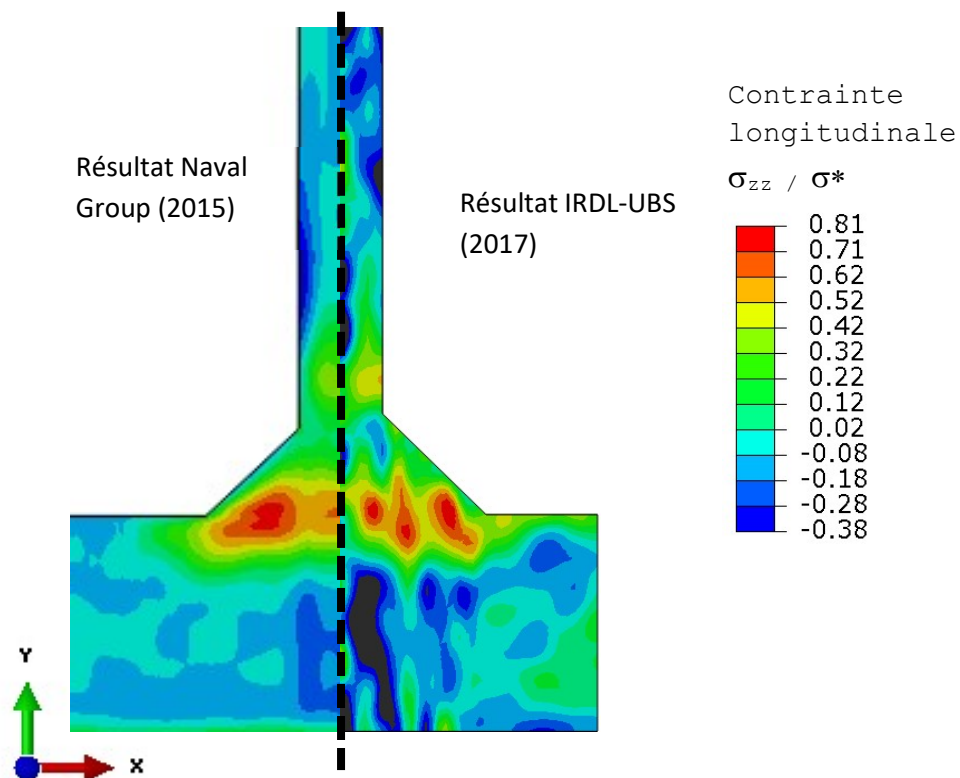


Figure 2.15 : Comparaison des cartographies des contraintes résiduelles obtenues par la méthode du contour sur deux joints soudés en T identiques de type multipasse

2.4 Méthode du trou profond

2.4.1 Principe de la méthode

La méthode du trou profond ou DHD (*deep hole drilling*) est une méthode semi-destructive qui, comme la méthode du contour, est basée sur la mesure des déplacements résultant de la redistribution des contraintes suite à un enlèvement de matière. Cette méthode consiste à percer un trou de référence à travers la pièce puis à en mesurer le diamètre avant et après la redistribution des contraintes en réalisant un carottage concentrique au trou de référence. La différence entre les deux mesures avant et après redistribution des contraintes permet de remonter aux valeurs des contraintes résiduelles en appliquant la théorie de l'élasticité linéaire. Cette technique permet d'évaluer les contraintes résiduelles dans deux directions orthogonales pour des profondeurs de plusieurs centaines de millimètres. La méthode DHD a été développée par l'Université de Bristol et est maintenant commercialisée par l'entreprise VEQTER. Les principales étapes sont représentées Figure 2.16 (Schajer et Ruud, 2013).

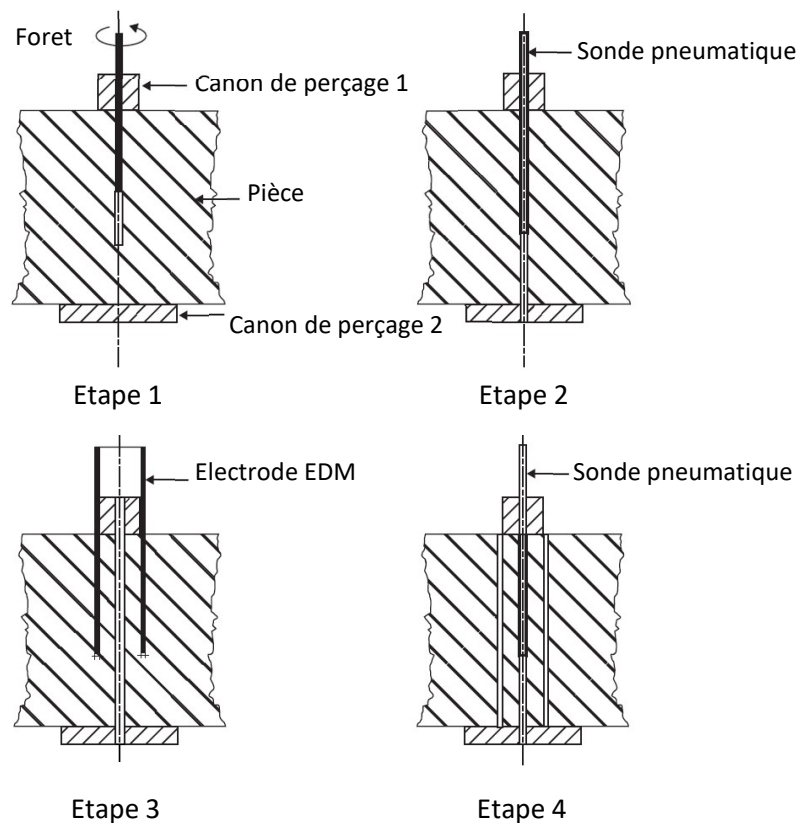


Figure 2.16 : Schéma des principales étapes de la méthode DHD d'après (Schajer et Ruud, 2013)

- Lors de l'étape 1, deux canons de perçage sont fixés de part et d'autre de la pièce à l'emplacement de la mesure puis l'usinage du trou de référence est effectué. Les canons de perçage permettent de guider le foret lors de l'usinage.
- L'étape 2 consiste à mesurer la forme du trou de référence à différentes hauteurs (canon de perçage compris) à l'aide d'une sonde pneumatique.
- Au cours de l'étape 3 un carottage concentrique au trou de référence est effectué. L'usinage est réalisé par électroérosion (ou EDM) entre une électrode cylindrique creuse et la pièce. C'est lors de cette découpe (sans contact) que les contraintes sont redistribuées.
- La dernière étape consiste à mesurer à nouveau la forme du trou de référence après redistribution complète des contraintes résiduelles présentes dans la pièce. Il est alors possible de calculer les contraintes à partir de ces deux mesures.

Les mesures par la méthode DHD ont été réalisées par VEQTER sur un demi-tronçon, pour chaque configuration du soudage les demi-tronçons restant étant utilisés pour les cartographies de dureté présentées au chapitre 1. Il a été décidé de réaliser la mesure au même endroit pour chaque demi-tronçon de manière à pouvoir suivre et comparer l'évolution des contraintes résiduelles au fur et à mesure du dépôt des cordons. Les mesures ont été réalisées avec un axe du trou de référence situé en pied du 1^{er} cordon. Ce choix est justifié par le fait que cet emplacement se situe au cœur de la ZF et de la ZAT globale permettant ainsi de visualiser l'effet de l'ensemble des cordons (Figure 2.17). Dans notre cas, le diamètre de référence est de 1,5 mm et le diamètre intérieur du carottage est d'environ 5 mm. Les mesures de la forme du trou de référence ont été effectuées par pas de 0,2 mm sur la profondeur. Les constantes d'élasticité utilisées pour le calcul des contraintes sont identiques à celles utilisées pour la méthode du contour ($E=204$ GPa et $\nu=0,3$).

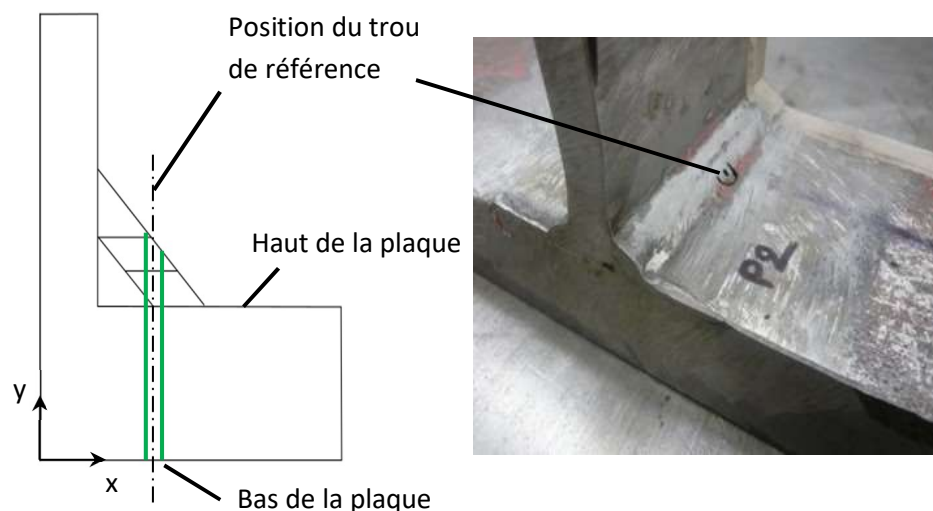


Figure 2.17 : Position du trou de référence pour l'évaluation des contraintes résiduelles par la méthode DHD

Les résultats obtenus par la méthode DHD sont présentés Figure 2.18. Pour chaque étape du soudage multipasse, est tracée l'évolution des composantes longitudinale et transverse des contraintes résiduelles. Ces contraintes sont tracées en fonction de leur position à partir du bas de la plaque jusqu'à la surface du cordon de soudure.

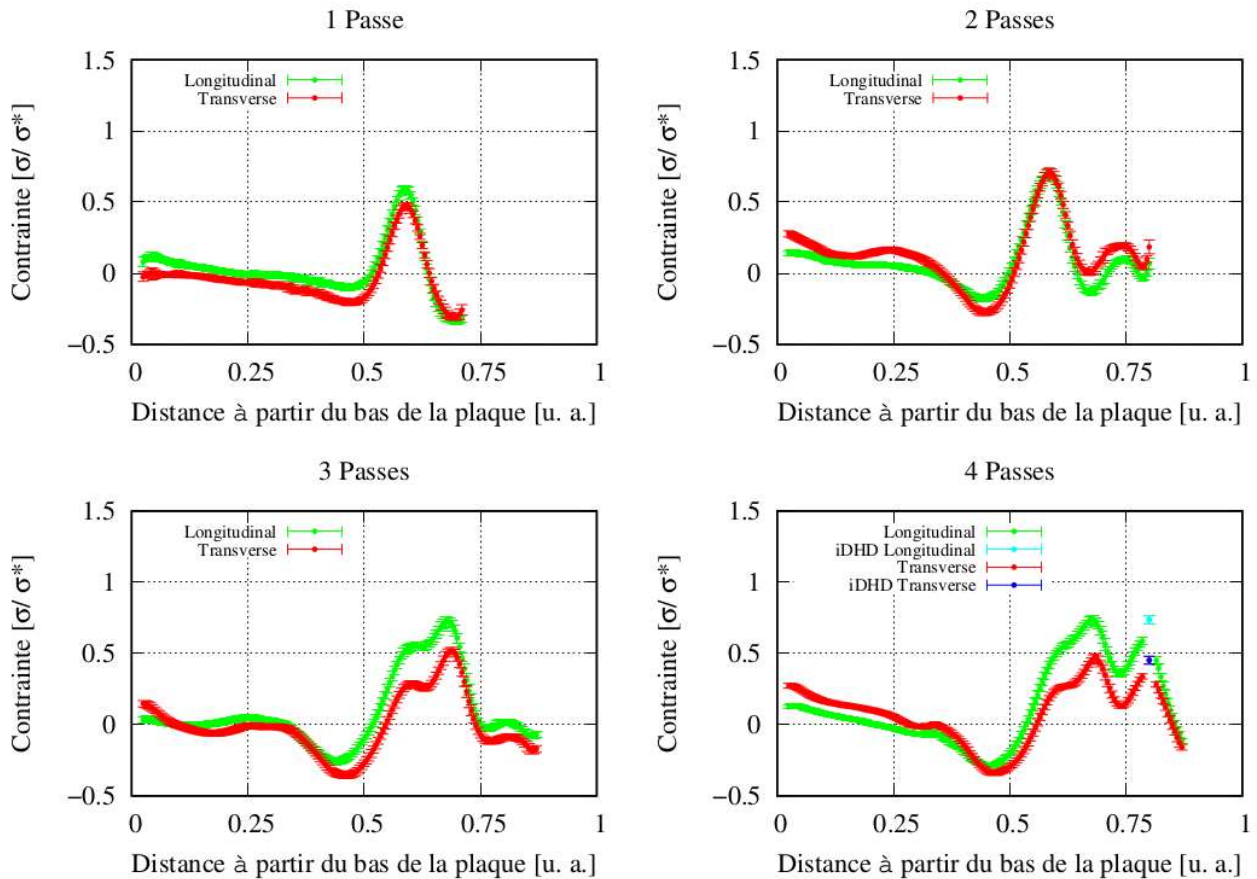


Figure 2.18 : Evolution des contraintes résiduelles obtenues par la méthode DHD

Pour l'ensemble des tronçons, les résultats obtenus présentent un niveau de contrainte modéré au du bas de la plaque diminuant progressivement jusqu'à atteindre un minima en compression à une épaisseur d'environ deux tiers de la plaque. Ensuite, le niveau de contrainte augmente jusqu'à atteindre un pic en traction dans la zone proche du cordon, puis diminue brusquement jusqu'à repasser en compression près de la surface. Les évolutions des contraintes longitudinales et transverses sont similaires et les niveaux de contraintes atteints sont proches en particulier pour les deux premières passes. Ce constat n'est plus valide pour les deux dernières passes où l'on observe un écart plus important pour les contraintes de traction situées au niveau de la ZAT. Pour la passe 3 et plus particulièrement pour la passe 4, il faut noter qu'après le minima en compression, la contrainte augmente brusquement pour atteindre un premier pic en traction puis diminue légèrement pour la passe 3 et plus significativement pour la passe 4 pour augmenter à nouveau jusqu'à atteindre un second pic en traction. La présence de ces pics de traction est principalement due à l'aspect multipasse du soudage du fait de la dépose successive des cordons de soudure ce qui provoque donc cette distribution particulière de la contrainte.

Dans le cas où le niveau de contrainte résiduelle dans le joint soudé serait élevé, la redistribution des contraintes lors du carottage pourrait générer un écoulement plastique. Si de tels phénomènes apparaissent lors des mesures le calcul des contraintes résiduelles peut ne pas être représentatif de l'état de contrainte post-soudage. Une variante de la technique DHD a donc été mise au point pour pallier ce problème. Cette technique est appelée iDHD (*incremental Deep Hole Drilling*). Contrairement à la technique DHD classique où le carottage est réalisé en une seule fois, la technique iDHD exige un carottage effectué en plusieurs étapes (Mahmoudi et al., 2009). Les mesures utilisant cette technique ont été réalisées sur le tronçon représentatif de l'état final (4 passes) dans l'hypothèse où les contraintes les plus élevées seraient présentes sur ce tronçon. Les résultats obtenus pour ces points de mesure figurent en bleu clair (contrainte longitudinale) et bleu foncé (contrainte transverse) sur la Figure 2.18. Cette précaution a permis de s'assurer que le niveau de contrainte résiduelle atteint était suffisamment faible pour ne pas générer de plasticité confirmant ainsi la validité des mesures DHD.

2.5 Comparaison des résultats des deux méthodes

Afin de comparer les résultats issus des deux méthodes d'évaluation des contraintes résiduelles, des valeurs de contraintes ont été extraites des calculs EF de la méthode du contour. Pour chaque étape du soudage, les valeurs de contraintes aux points d'intégration des éléments situés à l'emplacement du trou de référence ainsi que leurs positions selon l'axe y ont été relevées. Ces valeurs ont ensuite été moyennées puis tracées en fonction de leur position à partir du bas de la plaque jusqu'à la surface du cordon. Ces résultats sont présentés Figure 2.19.

Pour la configuration « 1 passe » les écarts obtenus aussi bien spatialement qu'en amplitude sont importants. Ces écarts sont principalement dus à un léger décalage du fil survenu au cours de la découpe (ce défaut a été corrigé pour les découpes suivantes). La variation significative des paramètres de post-traitement n'a pas permis d'améliorer les résultats. On remarque toutefois que la courbe obtenue par la méthode du contour, comme celle issue des mesures DHD, présente une contrainte maximale en compression dans les premiers millimètres du bas de la plaque puis augmente jusqu'à passer en traction et atteindre un maximum sous le cordon puis diminuer à nouveau jusqu'au haut de la plaque. Les résultats obtenus par la méthode du contour pour le tronçon représentatif de la passe 2 sont globalement cohérents avec ceux obtenus par la méthode DHD. Les résultats obtenus par la méthode du contour surestiment cependant le niveau de contrainte atteint en compression et sous-estiment le niveau de contrainte atteint en traction. La position du premier pic de contrainte est correcte mais le second pic n'apparaît pas sur les résultats issus de la méthode du contour. En effet cela vient du lissage du champ de déplacement mesuré qui est inhérent à la méthode mais ne permet pas de capter les variations brusques des niveaux de contraintes. Le même constat est observé de manière très nette pour les configurations « 3 passes » et « 4 passes ». Les évolutions ainsi que les niveaux de contraintes atteints par les deux méthodes sont proches mais la présence des pics induits par l'aspect multipasse du soudage n'est pas mise en évidence par la méthode du contour. Les difficultés de découpe et de mesure rencontrées lors de l'application de la méthode du contour ont été corrigées au fur et à mesure des manipulations ayant un effet direct sur les résultats finaux. Hormis

pour la configuration « 1 passe » les résultats obtenus par la méthode du contour sont cohérents avec ceux obtenus par la méthode DHD constituant ainsi des données expérimentales fiables sur l'évolution des contraintes résiduelles lors du soudage multipasse.

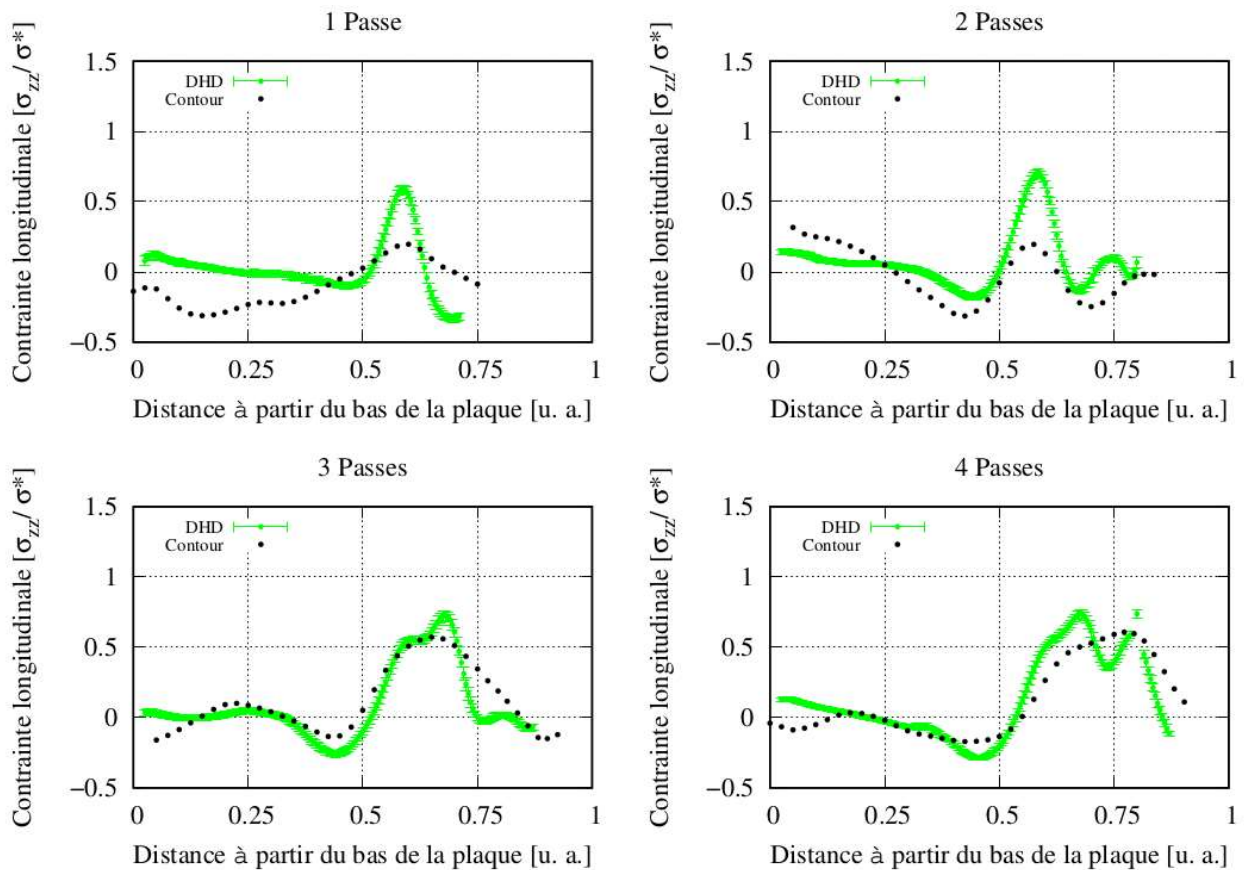


Figure 2.19 : Comparaison des résultats obtenus par les méthodes du contour et DHD

2.6 Bilan sur l'analyse des contraintes résiduelles

Ce chapitre a présenté l'évaluation des contraintes résiduelles générées par le soudage multipasse de la maquette « passes décalées » effectuée dans le cadre de cette thèse via deux techniques de mesures : la méthode du contour et celle du trou profond. Après la description des principes, des conditions d'applications et des difficultés associées à chaque technique, les résultats obtenus ont été détaillés et comparés. La méthode du contour a permis d'obtenir des cartographies des contraintes résiduelles longitudinales pour chacune des étapes du soudage de la maquette. Les mesures effectuées par la méthode du trou profond ont permis d'évaluer les contraintes résiduelles dans deux directions orthogonales mais uniquement en pied du premier cordon. Les résultats obtenus par les deux méthodes sont globalement cohérents même si le lissage du champ de déplacement mesuré, inhérent à la méthode du contour, ne permet pas de capturer aussi finement que par la méthode du trou

profond les variations rapides des niveaux de contraintes. Ainsi les pics associés à l'aspect multipasse du soudage ne sont pas toujours clairement mis en évidence par la méthode du contour. Néanmoins au vu de la cohérence des résultats obtenus par les deux méthodes, les données expérimentales sur l'évolution des contraintes résiduelles lors du soudage multipasse présentées dans ce chapitre sont considérées comme fiables et seront exploitées pour la validation des simulations numériques réalisées dans le cadre de cette thèse.

Deuxième partie

Description des essais, analyse et choix des modèles élémentaires

Introduction de la deuxième partie

La prévision des contraintes résiduelles lors du soudage par simulation numérique utilise des modèles métallurgiques et mécaniques qui nécessitent la connaissance des cinétiques de transformation métallurgique et de l'évolution avec la température des propriétés thermophysiques et mécaniques des différentes phases constitutives du matériau. L'objectif de cette deuxième partie est donc de décrire les modèles employés et les essais de caractérisation réalisés pour la simulation numérique du soudage multipasse. Cette partie se décompose en deux chapitres.

Le chapitre 3 porte sur la caractérisation et la modélisation du comportement métallurgique. Il débute par des rappels bibliographiques sur les transformations métallurgiques dans les aciers lors du soudage puis présente les modèles disponibles pour prédire les cinétiques de ces transformations, la taille moyenne des grains austénitiques et la dureté après refroidissement. Le matériau de l'étude ainsi que ses propriétés thermophysiques sont alors présentés. Sont détaillés par la suite : les essais de dilatométrie libre qui ont conduit à l'élaboration de deux diagrammes TRC ; la caractérisation d'un modèle de croissance de grain austénitique ; l'identification d'un modèle de transformations métallurgiques lors du chauffage puis du refroidissement et enfin l'identification d'un modèle de prévision de la dureté en fonction de la fraction volumique des phases et de la vitesse de refroidissement.

Le chapitre 4 est relatif aux essais de caractérisation thermomécanique effectués lors de la thèse. Il concerne : la caractérisation du comportement mécanique du métal de base de l'ambiante à 600 °C ; de l'austénite au chauffage (de 850 °C à 1250 °C) et au refroidissement (de 975 °C à 560 °C) avec l'analyse de l'effet de la taille de grains sur le comportement mécanique de cette phase ; la caractérisation des phases bainitique (660 °C à 400 °C) et martensitique de trempe (550 °C à 300 °C). Ce chapitre présentera l'identification des coefficients d'un modèle de comportement élasto-viscoplastique pour chaque phase. Les essais de dilatométrie sous contrainte permettant de mettre en évidence et modéliser la plasticité de transformation seront également présentés.

Chapitre 3 Caractérisation et modélisation du comportement thermo-métallurgique

3.1 Rappels sur les transformations métallurgiques des aciers

Lors d'une opération de soudage le métal est soumis à des températures élevées pendant des temps relativement courts puis à des vitesses de refroidissement plus ou moins rapides, et cela de manière successive dans le cas d'un soudage multipasse. Selon la position par rapport à la zone fondue, le procédé et l'énergie de soudage, le matériau constitutif et les dimensions des pièces à assembler, ces cycles thermiques varient dans les différentes parties de la zone affectée thermiquement (ZAT). Ils génèrent des modifications microstructurales qu'il est nécessaire de prendre en compte pour la simulation numérique du procédé.

Le caractère rapide des cycles thermiques de soudage ne permet pas d'utiliser les diagrammes d'équilibre pour prévoir la nature exacte des différentes phases au voisinage de la ligne de fusion (Blondeau, 2001b). Cependant, il est possible de raisonner à partir de ce type de diagramme pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales.

3.1.1 Austénitisation au chauffage

Le diagramme métastable Fer-Carbone (Figure 3.1) présente trois solutions solides d'insertion du carbone dans le fer (Mercier et al., 1999) :

- la ferrite δ (structure cristalline cubique centrée) ;
- la ferrite α (structure cristalline cubique centrée) ;
- l'austénite γ (structure cristalline cubique faces centrées).

Un carbure de fer est aussi présent dans le diagramme :

- la phase Fe_3C ou cémentite (maille orthorhombique).

Pour un chauffage très lent d'un acier hypoeutectoïde (cas des aciers de construction mécanique et des aciers faiblement alliés concernés par cette étude), lorsque la température dépasse Ae_1 (température de début de formation de l'austénite au chauffage) la microstructure initiale de l'acier disparaît progressivement et les premiers grains d'austénite apparaissent localement. Cette transformation appelée austénitisation ne devient complète que lorsque la température atteint Ae_3 (température de fin de formation de l'austénite au chauffage). Dès lors, toute trace de la microstructure antérieure de l'acier est effacée et remplacée par une structure recristallisée, composée de grains austénitiques. Au-delà de la température Ae_3 , il n'y a plus d'évolution à l'état

solide, sinon de structure du fait de la recristallisation secondaire plus communément appelé surchauffe. Ce phénomène qui intervient à haute température se caractérise par une disparition des plus petits grains austénitiques au bénéfice d'autres qui grossissent d'autant. La taille de ces grains est un facteur important dont il faut tenir compte pour définir le comportement métallurgique du matériau au refroidissement car une taille de grains austénitiques importante favorise en effet l'apparition de phases aciculaires fragilisantes (martensite notamment). Pour les aciers, les températures hors équilibre de début et de fin d'austénitisation au chauffage dépendent de la composition chimique et sont désignées par Ac1 et Ac3 (les températures de transformation de l'austénite au refroidissement étant désignées par Ar1 et Ar3). Notons enfin que Ac1 et Ac3 augmentent avec la vitesse de chauffage.

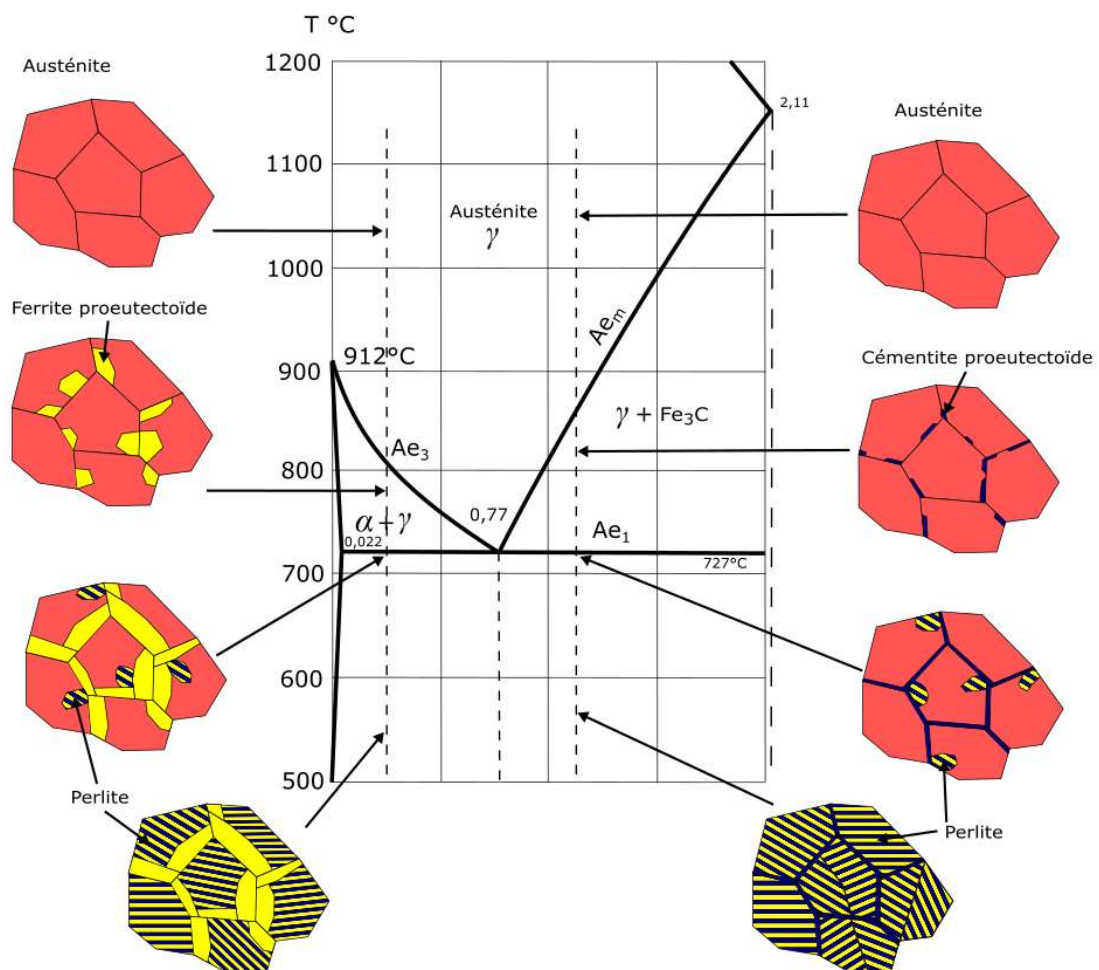


Figure 3.1 : Evolution de la microstructure des aciers normalisés pour un refroidissement lent

3.1.2 Transformations lors du refroidissement

Transformations en refroidissement lent :

Selon la vitesse de refroidissement la transformation de l'austénite fait apparaître différentes structures. Dans le cas d'un acier hypoeutectoïde refroidi lentement (Figure 3.1), la transformation débute par la formation de ferrite aux joints des grains austénitiques à la température Ar_3 . Puis lorsqu'on atteint Ar_1 , l'austénite restante se transforme en agrégats biphasés de ferrite et de cémentite appelés perlite. La structure obtenue est donc composée de grains de perlite avec aux joints de grains, de la ferrite dite proeutectoïde. Dans le cas d'un acier hypereutectoïde, la transformation débute par la formation de cémentite aux joints des grains austénitiques. Puis lorsqu'on atteint Ar_1 , l'austénite se transforme en perlite. La structure obtenue est donc composée de grains de perlite avec aux joints des grains, de la cémentite dite proeutectoïde. Dans le cas d'un acier eutectoïde la structure obtenue est composée de grains de perlite uniquement.

Transformations en refroidissement rapide :

Effectuer un refroidissement plus rapide de l'acier hypoeutectoïde austénitisé va empêcher la diffusion des atomes de carbone. Ainsi quand la température devient suffisamment basse l'austénite se transforme en une ferrite sursaturée en carbone, on observe alors un cisaillement faisant passer le réseau cubique face centrée de l'austénite à un réseau quadratique centré que l'on nomme martensite. Il s'agit d'une transformation quasi-instantanée dont le taux d'avancement ne dépend que de la température atteinte.

La martensite se présente sous forme de fines aiguilles regroupées en lattes, et possède une grande dureté et une fragilité notable. La température de début de transformation martensitique, notée M_s (*Martensite Start*) dépend de la composition chimique de l'alliage. Lorsque la transformation martensitique est arrêtée avant qu'elle ne soit complète (c'est-à-dire pour une température supérieure à M_f), il reste de l'austénite non transformée qui est appelée austénite résiduelle. La température de début de transformation martensitique s'abaissant avec la teneur en éléments d'alliage (cas des aciers faiblement alliés), la teneur en austénite résiduelle augmente.

Transformations en refroidissement à vitesse intermédiaire :

Lorsque le refroidissement de l'acier est trop rapide pour obtenir la formation de mélange ferrite-perlite ou cémentite-perlite mais trop lent pour obtenir la formation de martensite, on voit apparaître un nouveau constituant, la bainite. La bainite se présente sous la forme d'un agrégat de ferrite et de cémentite (similaire à la perlite) particulièrement fin ce qui lui confère de bonnes propriétés mécaniques (bon compromis entre dureté et ductilité). Lorsque les vitesses de refroidissement sont proches de celles du mode perlitique, la ferrite se forme en « lattes », les plaquettes de carbure de fer précipitent entre ces lattes et s'orientent parallèlement à celles-ci. On parle alors de bainite supérieure (Figure 3.2a). Pour des vitesses proches du mode martensitique, la bainite se distingue par la finesse des lattes et la disposition des plaquettes de cémentite qui forment un angle de 55 à 65° avec l'axe

principal des lattes ferritiques à l'intérieur desquelles elles précipitent. On parle dans ce cas de bainite inférieure (Figure 3.2b) qui possède une meilleure résilience.

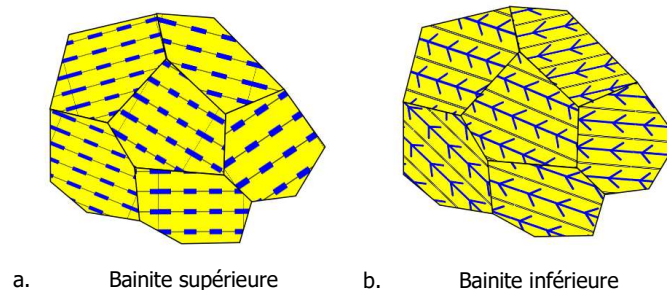


Figure 3.2 : Microstructures de la bainite

3.1.3 Diagrammes TRC

Il est possible de connaître la nature des phases formées au cours d'un refroidissement après austénitisation totale, à partir de diagrammes dits TRC (Transformation en Refroidissement Continu). Ces diagrammes sont généralement établis à partir d'essais dilatométriques pour différentes vitesses de refroidissement en s'appuyant sur les anomalies des courbes dilatométriques dues aux changements de volume spécifique lors des transformations de phases. Ils indiquent la nature et les proportions des constituants qui apparaissent, pour des vitesses de refroidissement et des conditions d'austénitisation données.

Le diagramme TRC de la Figure 3.3 indique ainsi, selon la vitesse de refroidissement, que différentes transformations de l'austénite apparaissent :

- la transformation ferrito-perlitique (refroidissements lents) ;
- la transformation bainitique (refroidissements intermédiaires) ;
- la transformation martensitique (refroidissements rapides).

D'une manière générale, il est difficile d'étudier les transformations métallurgiques de la ZAT à partir des diagrammes TRC classiques. En effet, ceux-ci sont généralement établis à partir de traitements austénitiques à température relativement basse (900-950 °C) et pour des temps de maintien longs, ce qui est en réalité la situation inverse à celle rencontrée dans la ZAT proche d'un cordon de soudure. L'augmentation de la taille de grains austénitiques consécutive à la surchauffe décalant les domaines de transformations de l'austénite vers les durées de refroidissement plus longues et favorisant l'apparition de la martensite, le diagramme TRC classique n'est donc plus utilisable.

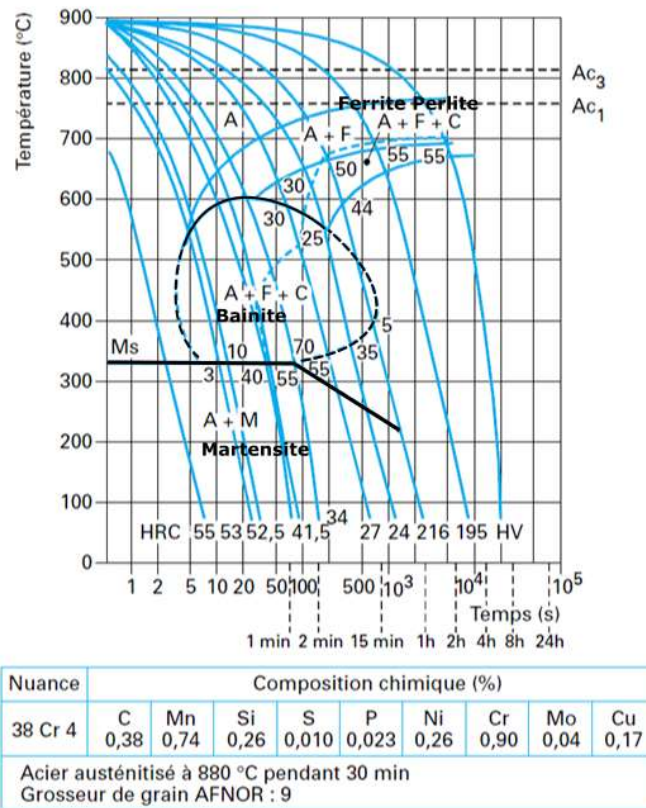


Figure 3.3 : Diagramme TRC d'un acier faiblement allié d'après (Murry, 1998)

Afin de se placer dans des conditions plus représentatives, on étudie généralement les phénomènes métallurgiques à partir de cycles thermiques de chauffage et de refroidissement proches de ceux relevés au soudage. Ces essais sont généralement réalisés sur des simulateurs thermiques spécifiques (simulateurs « Geeble », « Smithweld »,...). Pour un matériau et des conditions d'austénitisation donnés, on peut alors apprécier les transformations de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement (ou de paramètres de refroidissement de type Δt_{500}^{800} ou Δt_{300}^{700}) à partir du diagramme TRC en condition de soudage (cf. Figure 3.4).

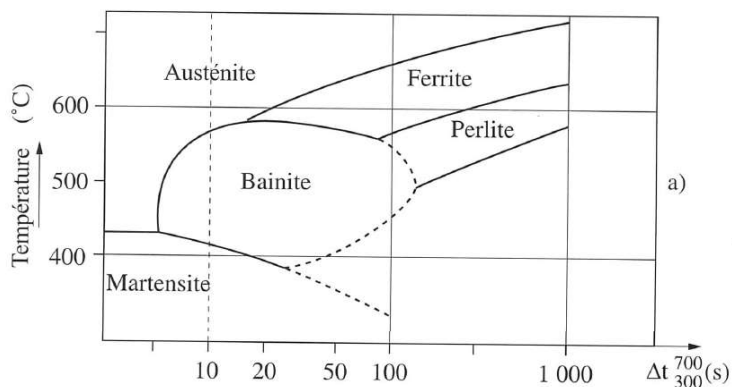


Figure 3.4 : Diagramme TRC en conditions de soudage d'après (Blondeau, 2001b)

3.2 Transformations métallurgiques en ZAT

3.2.1 Zones de transformation dans la ZAT

La Figure 3.5, utilisable pour les aciers de construction et faiblement alliés, présente le diagramme métastable Fer-Carbonate en parallèle des températures maximales atteintes dans un joint soudé (Easterling, 1992). A noter que dans la majorité des procédés de soudage, la source étant généralement considérée comme stabilisée loin des bords, on considère un état thermique quasi-stationnaire. En conséquence les observations réalisées sur la tranche sont valables tout le long de la soudure.

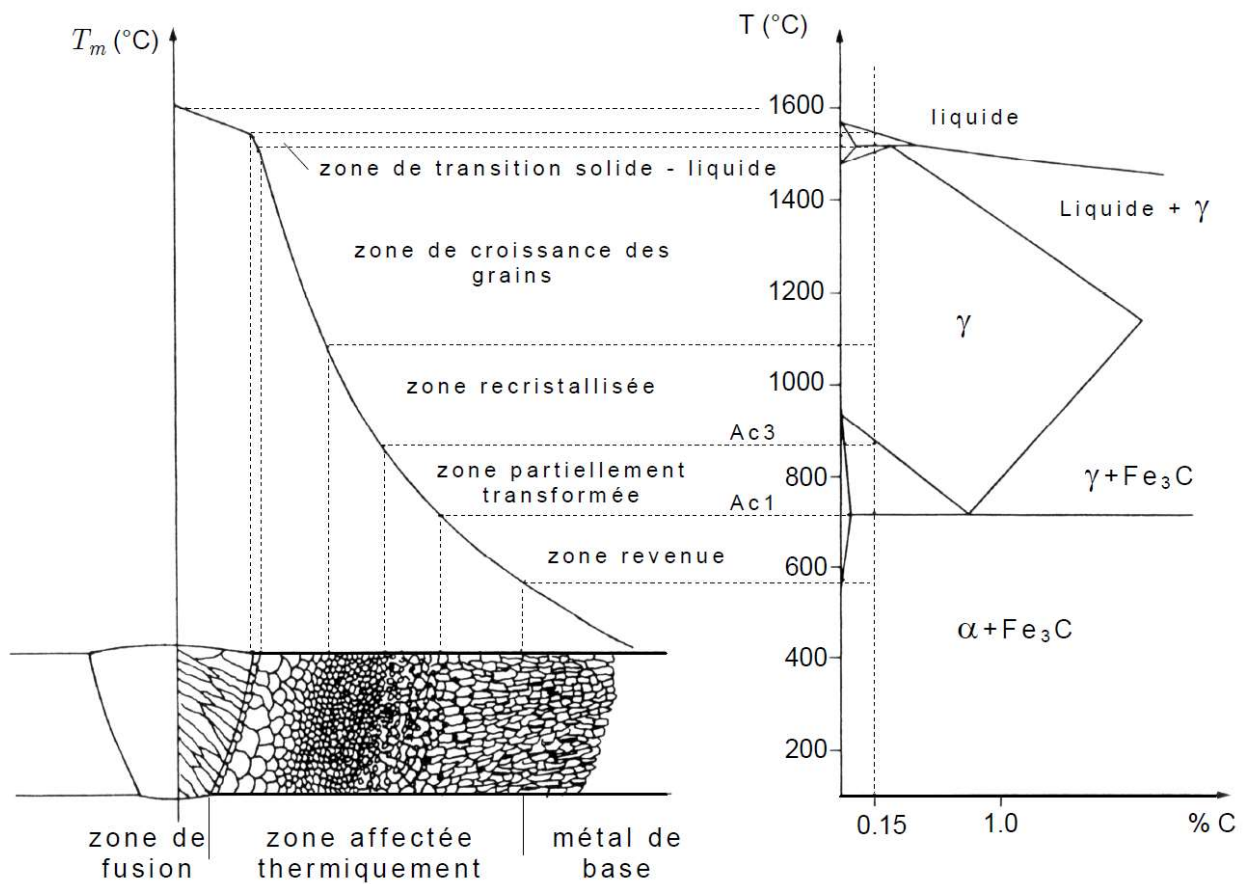


Figure 3.5 : Identification des différentes structures métallurgiques en ZAT selon les températures maximales atteintes et le diagramme d'équilibre Fer-Carbonate (Blondeau, 2001b) d'après (Easterling, 1992).

Lorsque l'on se rapproche de la zone fondue, on trouve successivement les zones suivantes :

- Le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage, c'est-à-dire ayant été chauffé à une température inférieure à la température de revenu (environ 600 °C) ; le matériau reste dans son état initial.

- Une zone subcritique, où l'on ne constate pas encore de changement de phase. Cependant, lorsque la température atteinte est suffisamment importante (entre 600 °C et Ac1) certains phénomènes tels que le revenu de la martensite ou de la bainite, la globulisation des lamelles de cémentite, la recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui, le vieillissement, etc., peuvent éventuellement intervenir.
- Une zone de transformation partielle (ou intercritique), avec une température maximale située entre Ac1 et Ac3. Dans ce domaine coexistent les phases ferritiques initiales et l'austénite nouvellement formée. C'est à partir de cette zone que débute la zone affectée thermiquement.
- A partir de la température Ac3 et jusqu'à la température de fusion, la transformation en austénite et/ou en ferrite δ , en fonction de la composition de l'acier, est complète. La nouvelle structure ainsi formée remplace et « efface » toute trace de la structure antérieure. C'est au sein de cette zone qu'intervient un grossissement du grain austénitique : limitée à des températures légèrement supérieures à Ac3, cette croissance peut atteindre quelques centaines de micromètres pour les plus hautes températures. Dans ce cas, on parle de zone à gros grains, il s'agit de la zone la plus susceptible de causer certaines faiblesses métallurgiques (zone de fragilisation sous cordon). Suite au refroidissement les phases présentes peuvent être ferrito-perlitiques, bainitiques ou martensitiques.
- Une zone portée partiellement à l'état liquide, ou coexistent une phase ferritique solide (δ) et une phase liquide. De très petite taille (et donc difficile à observer micrographiquement), cette zone constitue la zone de liaison entre le métal de base et le métal fondu. Sur le diagramme d'équilibre, celle-ci correspond à l'intervalle de température entre le début et la fin de la fusion (*intervalle solidus-liquidus*).
- Enfin le métal fondu qui a souvent une composition différente de celle du métal de base, en raison de la volatilisation de certains éléments, de réactions avec le milieu environnant, ou d'enrichissement par des éléments extérieurs (produits d'apport).

3.2.2 Cas du soudage multipasse

Lorsque l'assemblage nécessite la réalisation de plusieurs passes successives, les différents points de la ZAT subissent au cours des passes une succession complexe de réchauffages. Si l'on considère un point situé en ZAT à proximité immédiate d'une passe donnée, l'influence des dépôts sur l'évolution microstructurale diminue au fur et à mesure de l'enchaînement des passes. L'influence du dépôt est considérée négligeable lorsque la température maximale reste inférieure à 500 °C (Blondeau, 2001b). De plus, il est possible de considérer qu'une austénitisation à très haute température « efface » l'influence des cycles thermiques précédents lors du retour à des températures plus basses. Ainsi, dans la ZAT d'un soudage multipasse, l'histoire thermique « métallurgiquement efficace » se résume à quelques combinaisons caractéristiques comportant trois ou quatre pics thermiques tout au plus.

Il existe une terminologie anglo-saxonne utilisée pour désigner les cycles thermiques typiques du soudage multipasse tel que présenté en Figure 3.6 (Blondeau, 2001b).

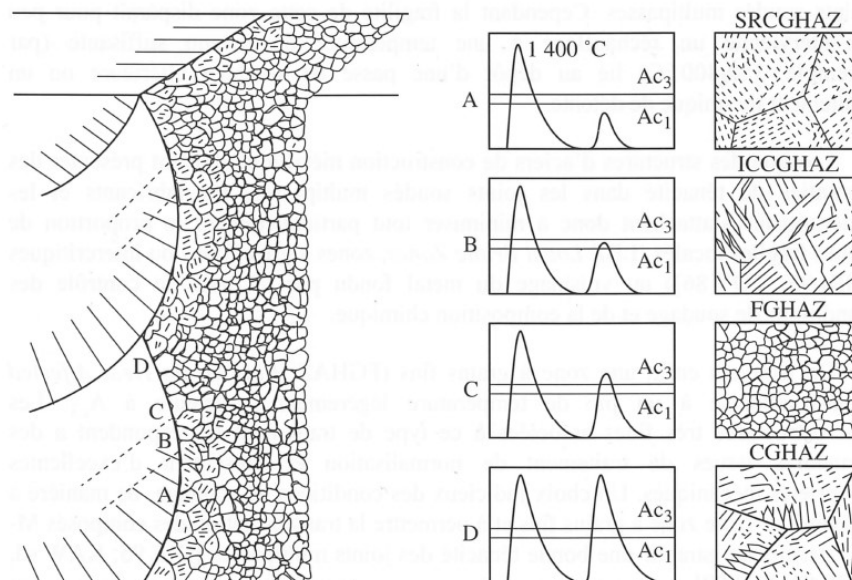


Figure 3.6 : Représentation schématique des cycles thermiques et des microstructures issues d'un soudage multipasse d'après (Blondeau, 2001b)

Les différentes zones sont nommées :

- SRCGHAZ (*Subcritically Reheated Coarse Grain Heat Affected Zone*) – Zone A
Zone à gros grains non affectée par les passes ultérieures puisque les températures atteintes par ces dernières n'ont aucune influence sur l'évolution métallurgique du matériau.
- ICCGHAZ (*Intercritical Reheated Coarse Grain Heat Affected Zone*) – Zone B
Zone à gros grains réausténitisée partiellement dans le domaine intercritique entre Ac_1 et Ac_3 . Il est considéré que cette zone est, avec la zone à gros grains précédente, la zone où la ténacité est la moins élevée du joint soudé. Cependant, la fragilité de cette zone peut diminuer si les températures des passes ultérieures sont suffisantes pour provoquer un revenu du matériau.
- FGHAZ (*Fine grain Heat Affected Zone*) – Zone C
Zone à grains fins générée par un pic de réausténitisation dépassant légèrement Ac_3 . Les microstructures très fines associées à ce type de chargement thermique sont similaires aux structures obtenues lors d'opérations de normalisation. Cette zone présente généralement des propriétés mécaniques intéressantes et favorise la bonne tenue du joint soudé.
- CGHAZ (*Coarse Grain Affected Zone*) – Zone D
Zone à gros grains où les passes ultérieures atteignant une température d'austénitisation élevée effacent l'effet métallurgique des passes précédentes.

3.3 Modélisation des transformations métallurgiques

Pour prédire l'état métallurgique de la structure suite à une opération de soudage dans les aciers de construction et faiblement alliés, il est nécessaire d'utiliser un modèle de transformation de phases. Au chauffage ce modèle doit prédire la cinétique d'austénitisation ainsi que les zones d'austénitisation partielles ou totales. Au refroidissement il s'agit de prédire la cinétique de décomposition de l'austénite ainsi que les fractions volumiques des différentes phases après retour à la température ambiante. Enfin le modèle peut tenir compte de l'influence de la variation de taille de grains austénitiques sur ces cinétiques.

La principale difficulté de la modélisation du comportement métallurgique des aciers réside dans le fait que les mécanismes mis en jeu peuvent être très différents suivant le type de transformation. De plus de nombreux facteurs influent sur les transformations de phases et leurs cinétiques. Les modèles théoriques s'appuyant sur les mécanismes physiques pour décrire l'ensemble des transformations de phases des aciers restent difficiles à mettre en œuvre. De surcroît, ces modèles sont compliqués à identifier, notamment dans les conditions fortement anisothermes caractéristiques du soudage. L'utilisation de logiciels tels que ceux employant la méthode CALPHAD® (CALculation of PHase Diagrams) et DICTRA® (Diffusion Controlled TRAnsformations) a progressé ces dernières années pour la simulation des transformations de phases lors du soudage et notamment des phénomènes de précipitation mais reste difficilement directement compatibles avec un logiciel éléments finis classique (Andersson et al., 2002). En revanche, les modèles basés sur le principe d'additivité ou de type phénoménologiques semblent plus simples à mettre en œuvre et à utiliser pour décrire les transformations métallurgiques dans le cas d'opérations de soudage. C'est le choix qui a été retenu dans ce travail. Dans la brève présentation qui suit des différents modèles utilisés dans la littérature pour la modélisation des transformations métallurgiques, on présentera tout d'abord la transformation martensitique puis les autres transformations.

3.3.1 Transformation martensitique - Cinétique de Koistinen-Marburger

La transformation martensitique s'effectuant de manière displacive, elle est donc indépendante du temps. Pour modéliser la fraction volumique de martensite formée au cours du refroidissement, la plupart des auteurs utilisent la cinétique de Koistinen-Marburger (Koistinen and Marburger, 1959) sous la forme :

$$z_m = z_0 \left[1 - \exp(-k \langle M_s - T \rangle) \right] \quad (3.1)$$

avec $\langle x \rangle = 0 \quad \forall x < 0$ et $\langle x \rangle = x \quad \forall x \geq 0$

où z_m est la fraction volumique de martensite,
 z_0 la fraction volumique d'austénite restant à transformer,
 M_s la température de début de transformation martensitique,
 k un paramètre matériau et
 T la température.

Inoue (Inoue and Wang, 1986) a modifié cette expression de la manière suivante :

$$z_m = z_0 \left[1 - \exp(-k \langle M_s - T \rangle - g(\sigma, c)) \right] \quad (3.2)$$

où $g(\sigma, c)$ est une fonction permettant de prendre en compte la teneur en carbone (c) et l'état de contrainte (σ) sur la cinétique de transformation martensitique.

Pour Denis (Denis et al., 1992) c' est la température M_s qui dépend de la contrainte :

$$M_s = M_{s0} + A\sigma_m + B\sigma_e \quad (3.3)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{3} Tr(\sigma) \quad \text{et} \quad \sigma_e = \left(\frac{3}{2} Tr(\sigma)^2 \right)^{1/2}$$

où M_{s0} est la température de début de transformation martensitique en l'absence de contrainte, A et B des coefficients dépendants du matériau, σ_m et σ_e sont respectivement les contraintes hydrostatique et de von Mises.

3.3.2 Transformations avec diffusion

Cinétique isotherme de Johnson-Mehl-Avrami

Les cinétiques de transformation avec diffusion dans des conditions isothermes sont souvent décrites par la loi de Johnson-Mehl-Avrami. Cette loi, proposée à l'origine par Johnson et Mehl (Johnson and Mehl, 1939) puis étendue par Avrami (Avrami, 1939) (Avrami, 1940) (Avrami, 1941) pour décrire l'évolution de la transformation de l'austénite en perlite, est également utilisée pour décrire les transformations ferritique et bainitique. Elle s'écrit :

$$z = 1 - \exp \left[-b(T) t^{n(T)} \right] \quad (3.4)$$

où z est la fraction volumique de phase formée à l'instant t ,
 T la température de maintien isotherme,
 t est le temps,
 b et n des paramètres identifiés expérimentalement dépendant de la température.

Umemoto (Umemoto et al., 1981) a introduit dans cette relation l'influence de la taille de grains sur la cinétique de transformation des aciers. En conditions anisothermes, cette loi a été adaptée par Inoue et par les chercheurs de l'INPL.

Modèle de Inoue

Ce modèle prend en compte l'influence de l'état de contrainte et la teneur en carbone sur les transformations de phases. Au chauffage, la fraction volumique d'austénite formée est considérée comme fonction uniquement de la température et évolue linéairement entre Ac1 et Ac3. Au refroidissement, les transformations par diffusion sont basées sur la cinétique de Johnson-Mehl-Avrami. La fraction volumique transformée de la transformation est définie par (Inoue and Wang, 1986) :

$$z = 1 - \exp \left[\int_0^t f(T, c, \sigma) (t - \tau)^3 d\tau \right] \quad (3.5)$$

où $f(T, c, \sigma)$ est une fonction permettant de prendre en compte l'influence de la température, de la teneur en carbone et de l'état de contrainte sur la cinétique de transformation. L'identification de ces fonctions est réalisée à partir des diagrammes TRC.

Modèle de l'INPL

Ce modèle développé par l'Institut National Polytechnique de Lorraine (Fernandes et al., 1985) se base sur les concepts d'additivité et de temps fictif. Il prend en compte l'influence de l'état de contrainte et de la teneur en carbone sur les transformations de phases. Ce type de modèle a été utilisé pour décrire l'auténitisation au chauffage et les transformations par diffusion au refroidissement dans les aciers (Denis et al., 1992). Dans des conditions anisothermes le cycle thermique est discrétisé en une succession de courts paliers de transformation isotherme. Les transformations au refroidissement se déroulent en deux étapes : la germination (période de formation des germes aussi appelée incubation) et la croissance (période pendant laquelle les germes se développent). La période de germination est calculée par la méthode de Scheil. La croissance est quant à elle déterminée par une loi de Johnson-Mehl-Avrami, cf. équation (3.4).

Ainsi pour calculer la fraction volumique de phase z_{i+1} à l'instant t_{i+1} (fin du $i+1$ ème palier), la cinétique de transformation isotherme correspondant à T_{i+1} est utilisée. Un temps fictif t_{i+1}^* correspondant au temps nécessaire en conditions isothermes pour former la fraction volumique z_i à la température T_{i+1} est d'abord calculé et la fraction volumique z_{i+1} est obtenue par l'équation (3.6) appliquée au temps $t_{i+1}^* + \Delta t_{i+1}$. Enfin, cette fraction volumique de phase peut être corrigée en introduisant un facteur $z_{max\ i+1}$, pour tenir compte des transformations précédentes. Cette méthode se résume alors par les équations :

$$z_{i+1} = z_{max\ i+1} \left[1 - \exp \left(-b_{i+1} (t_{i+1}^* + \Delta t_{i+1})^{n_{i+1}} \right) \right]$$
$$t_{i+1}^* = \left[\frac{1}{b_{i+1}} \ln \left(\frac{1}{1 - z_i} \right) \right]^{\frac{1}{n_{i+1}}} \quad (3.6)$$

L'effet de la croissance du grain austénitique avec la température et le temps de maintien sont pris en compte au travers d'une dépendance de la durée d'incubation et du paramètre b_i avec la taille moyenne des grains austénitiques.

Pour tenir compte de l'influence des contraintes, la loi de Johnson-Mehl-Avrami est adaptée en modifiant les paramètres du modèle (Denis et al., 1987) :

$$b_\sigma = \frac{b}{[1 - D(\sigma)]^n} \quad \text{et} \quad n_\sigma = n \quad (3.7)$$

où $D(\sigma)$ est une fonction identifiée expérimentalement.

Modèle de Li et Kirkaldy

Adaptée par Li et al. (Li et al., 1998) à partir des travaux de Kirkaldy et Venugopalan (Kirkaldy and Venugopalan, 1984) il s'agit d'une approche semi-empirique utilisant le principe d'additivité et où l'évolution des fractions volumiques des phases ferritique, perlitique et bainitique lors du refroidissement est régie par une équation différentielle du type :

$$\frac{dX}{dt} = \frac{\Delta T^n \exp(-Q/RT) X^{0,4(1-X)} (1-X)^{0,4X}}{F(C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo, G)} \quad (3.8)$$

avec F fonction de la composition chimique de l'acier et de la transformation diffusie considérée,
 G la taille de grains austénitiques (nombre ASTM),

ΔT l'écart à la température de transformation à l'équilibre,

n un exposant caractéristique de la transformation,

Q l'énergie d'activation de la transformation considérée.

Q et n ont été déterminés tout d'abord par une calibration à l'aide de données isothermes issues de diagrammes Temps Température Transformation (TTT).

Initialement utilisé pour modéliser la trempe des aciers ce modèle a été employé par Watt et al. (version initiale de Kirkaldy et Venugopalan) (Watt et al., 1988) et Hamelin et al. (version de Li et al.) (Hamelin et al., 2014) pour la simulation numérique du soudage. Dans ce dernier cas et bien que Li et al. aient utilisé une taille de grains constante dans leur étude, Hamelin et al. insistent sur la nécessité de prendre en compte la variation de la taille moyenne des grains austénitiques dans les simulations.

Modèle de Leblond-Devaux

Ce modèle proposé par Leblond et Devaux (Leblond and Devaux, 1984) repose aussi sur l'utilisation d'une équation différentielle pour décrire les cinétiques métallurgiques en conditions anisothermes.

Dans le cas où une seule transformation est modélisée, l'équation différentielle est de la forme :

$$\dot{z} = \frac{z_{eq}(T) - z}{\tau(T)} \quad (3.9)$$

où z est la fraction volumique de phase formée,
 $z_{eq}(T)$ la fraction volumique de phase à l'équilibre et
 $\tau(T)$ le temps caractéristique de transformation dépendant de la température.

Dans le cas de la transformation austénitique, pour des vitesses de chauffage très faibles, la fraction volumique de phase à l'équilibre $z_{eq}(T)$ est obtenue à partir des courbes dilatométriques. Dans ces conditions, l'évolution de z est quasiment identique à $z_{eq}(T)$. Lorsque la vitesse de chauffage augmente, z évolue comme $z_{eq}(T)$ mais avec un effet de retard.

Pour la transformation martensitique, $z_{eq}(T)$ est donné par la cinétique de Koistinen-Marburger cf. équation (3.1). Du fait du caractère très rapide de la transformation, l'effet de retard peut alors être négligé.

Si pour les transformations ferritique et perlitique au refroidissement ce modèle donne d'assez bons résultats, il s'avère que dans le cas des transformations bainitiques un recalage raisonnable de $z_{eq}(T)$ et de $\tau(T)$ est impossible à obtenir. Leblond a donc introduit un facteur λ multiplicatif afin d'obtenir une simulation acceptable de ces transformations. Le modèle est défini par :

$$\dot{z} = \lambda(\dot{T}_{700^{\circ}\text{C}}) \frac{z_{eq}(T) - z}{\tau(T)} \quad (3.10)$$

où λ est un facteur déterminé empiriquement en fonction de la vitesse de refroidissement à 700 °C.

Le modèle a été étendu pour le cas où plusieurs phases sont en présence avec plusieurs transformations possibles et généralisé de manière à retrouver la cinétique de Johnson-Mehl-Avrami. Il est également possible d'introduire dans ce modèle la taille de grains austénitiques puis d'en tenir compte sur les cinétiques au refroidissement.

Modèle de Waeckel

De même que le modèle de Leblond, ce modèle repose sur une approche phénoménologique. Waeckel (Waeckel, 1994) reprend la définition de Leblond pour les transformations au chauffage cf. équation (3.9). Cependant l'auteur donne des formules plus simples pour déterminer les coefficients $z_{eq}(T)$ et $\tau(T)$ qui sont considérés comme affines par morceaux et définis par :

$$z_{eq}(T) = \begin{cases} 0 & \text{si } T \leq Ac1 \\ \frac{T - Ac1}{Ac3 - Ac1} & \text{si } Ac1 \leq T \leq Ac3 \\ 1 & \text{si } T \geq Ac3 \end{cases} \quad (3.11)$$

$$\tau(T) = \begin{cases} \tau_1 & \text{si } T \leq Ac1 \\ \tau_1 + \frac{T - Ac1}{Ac3 - Ac1} (\tau_3 - \tau_1) & \text{si } Ac1 \leq T \leq Ac3 \\ \tau_3 & \text{si } T \geq Ac3 \end{cases} \quad (3.12)$$

Les paramètres τ_1 et τ_3 sont identifiés à partir d'essais dilatométriques à vitesse de chauffage constante.

Au refroidissement, le modèle de Waeckel caractérise les transformations de phases à l'aide des seuls diagrammes TRC complétés par la cinétique de Koistinen-Marburger pour la transformation martensitique. Pour les transformations avec diffusion, la loi d'évolution est du type :

$$\dot{z} = f(z, T, \dot{T}, d, Ms) \quad \text{avec } z = \{z_1, z_2, z_3\} \quad (3.13)$$

où z_1, z_2, z_3 sont respectivement les fractions volumiques de ferrite, perlite et bainite et d la taille de grains austénitiques.

Dans la version de Martinez (Martinez, 1999) ce modèle a été modifié pour prendre en compte l'influence de la teneur en carbone et de la taille de grains austénitiques sur la cinétique de transformation. La loi d'évolution est de la forme :

$$\frac{\dot{z}_\gamma}{z_\gamma} = f(T, \dot{T}_{eff}, z_\gamma) \quad \text{avec } \dot{T}_{eff} = \dot{T} \exp[a_1(c - c_0) + a_2(d - d_0)] \quad (3.14)$$

où z_γ est la fraction volumique d'austénite non transformée,
 c la teneur en carbone,
 c_0 et d_0 sont respectivement la teneur en carbone et la taille de grains du diagramme TRC de référence.

3.3.3 Bilan sur les différents modèles

Compte tenu de la complexité des mécanismes mis en jeu lors des transformations métallurgiques dans la ZAT et la ZF des aciers soudés, les modèles basés sur le principe d'additivité ou de type phénoménologiques semblent plus simples à mettre en œuvre que des modèles plus théoriques. C'est le choix retenu dans ce travail pour la simulation du soudage multipasse. Dans le cas de la transformation de l'austénite en martensite, la cinétique de Koistinen-Marbürger est souvent utilisée car elle est facile à implémenter dans un code éléments finis et donne des résultats en bon accord avec l'expérience. La transformation martensitique au refroidissement sera donc simulée via ce modèle. En ce qui concerne la modélisation des transformations diffusives au chauffage ou au refroidissement plusieurs approches sont envisageables (modèles d'Inoue, de l'INPL, de Li et Kirkaldy, de Leblond-Devaux ou de Waeckel). Dans la suite de ce mémoire nous verrons que notre choix s'est porté sur le modèle de Leblond et Devaux compte tenu des données disponibles sur l'acier considéré dans cette étude. En effet des diagrammes TRC de cet acier ayant été réalisés dans le cadre d'une étude antérieure, l'identification des paramètres d'un modèle régi par une équation différentielle pour décrire les cinétiques métallurgiques en conditions anisothermes nous est apparue plus aisée que celle à effectuer avec les modèles de Inoue ou de l'INPL basés sur la cinétique isotherme de Johnson-Mehl-Avrami.

3.4 Modèle de croissance des grains austénitiques

Prendre en compte l'influence de la taille de grains austénitiques en ZAT sur les transformations au refroidissement revient à introduire la taille moyenne des grains comme variable (notée D) dans le modèle métallurgique. Le suivi de cette variable observable est effectué à l'aide d'un modèle de croissance de grains austénitiques. Cette partie traite donc des différents modèles de croissance de grains austénitiques adaptés au soudage.

3.4.1 Spécificité de la croissance des grains austénitiques en soudage

La croissance des grains a fait l'objet de très nombreuses études depuis les années 1950. Les modèles décrivant la croissance normale par l'approche de Hillert (Hillert, 1965) et le ralentissement de croissance liés à la présence de particules de seconde phase dit épinglage de Zener, (Hillert, 1965), (Humphreys, 1997) ou au traînage de solutés (Cahn, 1962), (Grey and Higgins, 1973) sont bien connus et permettent de disposer d'équations différentielles pour la prédiction de la taille moyenne de grain en conditions isothermes. Pour de plus amples détails le lecteur pourra se référer par exemple à (Gladman, 2004) ou à la revue bibliographique apparaissant dans la thèse de Sestier (Sestier, 1998).

Les conditions anisothermes et plus particulièrement celles du soudage, induisent certaines spécificités sur la croissance des grains austénitiques en ZAT (Mishra and Debroy, 2006). En premier lieu, malgré des températures maximales atteintes proches du solidus, il a été constaté une limitation de la croissance des grains austénitiques en bordure de zone fondue qui a été attribuée à la présence de gradients thermiques très élevés dans cette zone. La variation de température à l'intérieur même du grain et donc une mobilité plus faible du joint de grain dans les zones les moins chaudes induirait ainsi cet effet dit de « thermal pinning ». Récemment Ohno et al. (Ohno et al., 2013) attribuent plutôt cette limitation de croissance au phénomène de liquation en début de refroidissement des joints de grains en bordure de zone fondue. L'épinglage des joints de grains par les précipités est aussi un facteur reconnu de limitation de la croissance des grains austénitiques en ZAT, un exemple classique étant l'épinglage par les précipités TiN stables à très haute température (Mishra and Debroy, 2006).

3.4.2 Modèles analytiques de croissance de grains austénitiques en ZAT

Les premiers modèles analytiques de croissance de grains austénitiques en ZAT ont tout d'abord été développés, sur la base des modèles de croissance normale, sous la forme d'une loi de type Arrhenius adaptée à des cycles de soudage par Ikawa (Ikawa et al., 1977) et Alberry (Alberry et al., 1977) :

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = K_1 \int_{t_1}^{t_2} \exp[-Q / RT] dt \quad (3.15)$$

où D est le diamètre moyen de grain austénitique,
 D_0 le diamètre initial,
 n un exposant,
 K_1 une constante cinétique,
 Q l'énergie d'activation de croissance,
 R la constante des gaz parfaits et
 T la température.

Suivant le métal ou l'alliage considéré, l'exposant n peut varier entre 0,1 et la valeur limite de 0,5. Cette expression est relative à une croissance contrôlée par la diffusion et dont la force motrice est la diminution de l'énergie de surface des joints de grain.

Ashby et Easterling (Ashby and Easterling, 1982) ont généralisé cette démarche en proposant une équation pour la vitesse de croissance :

$$\frac{dD}{dt} = A f(D) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.16)$$

où A est une constante cinétique et $f(D)$ une fonction ajustable de la taille de grains ($f(D) = 1/2D$ dans l'article ultérieur de Ion et al (Ion et al., 1984) ce qui correspond au cas idéal où $n = 0,5$).

Leurs travaux conduisent à la construction de diagrammes donnant l'évolution de la taille moyenne de grains en ZAT en fonction des paramètres de soudage. Ces diagrammes font par ailleurs apparaître les domaines de dissolution des précipités épinglant les joints de grains.

Leblond et Devaux (Leblond and Devaux, 1984) utilisent dans leur modélisation des cinétiques de transformations métallurgiques au cours du soudage une forme particulière de la fonction $f(D)$ qui est la même que celle proposée par Ikawa et al. et Alberry et al.. Dans l'hypothèse d'une fraction volumique de phase austénitique constante, l'équation différentielle du modèle est donc définie par :

$$\frac{d(D^a)}{dt} = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.17)$$

où a et C sont des constantes à déterminer à partir de données expérimentales.

Ces équations ne sont valables qu'en l'absence de précipités épinglant les joints de grains comme les carbures et les nitrures. Dans le cas contraire (cas des aciers microalliés par exemple) l'effet d'épinglage peut être pris en compte par l'équation suivante (Andersen et al., 1995), (Grong et al., 1997) :

$$\int_{D_0}^D \frac{dD}{\left[1/D - 1/D_{\text{lim}}\right]^{(1/n-1)}} = K_2 \int_{t_1}^{t_2} \exp[-Q/RT] dt \quad (3.18)$$

où K_2 est une nouvelle constante cinétique et D_{lim} est la taille de grains limite calculé à partir du modèle de Zener (en l'absence de précipités D_{lim} tend vers l'infini et l'on retrouve la formulation d'Ikawa avec $K_2 = nK_1$).

Si l'équation (3.18) décrit de façon satisfaisante le cas d'un alliage avec une fraction constante de précipités stables à haute température, le cas est plus complexe pour les aciers où les précipités se dissolvent progressivement au chauffage. Dans ce cas la constante D_{lim} évolue avec la fraction volumique de précipités, et un modèle de dissolution doit être couplé aux modèles de croissance de grains (Grong et al., 1997).

3.4.3 Autres approches numériques

Les modèles analytiques souffrent de certaines limitations inhérentes à leur nature : non prise en compte des caractéristiques géométriques des grains, impossibilité de tenir compte des phénomènes à l'échelle du grain tels que le « thermal pinning » évoqué précédemment. Plus récemment des méthodes numériques plus évoluées de type automate cellulaire, Monte Carlo ou champ de phases (Mishra and Debroy, 2006), (Ohno et al., 2013) ont permis des progrès significatifs mais leur utilisation couplée avec un logiciel de calcul éléments finis n'est pas encore à l'ordre du jour. Dans ce travail on ne considérera donc que les modèles analytiques décrits précédemment.

3.5 Prédiction de la dureté

Il est possible de rendre compte des transformations métallurgiques à partir de l'évolution de la dureté de la microstructure finale. L'intégration d'un modèle de dureté au sein d'une simulation peut être envisagée par exemple lors de l'analyse de la résistance de la structure ou pour confronter les résultats de la simulation aux valeurs expérimentales.

Dans leurs travaux, Blondeau et Maynier ont utilisé une méthode permettant de déterminer la dureté et la résistance des aciers d'après leur structure de trempe et leur composition chimique. La méthode consiste à d'abord connaître le chargement thermique de la structure considérée puis de déterminer la microstructure de la pièce après refroidissement. Les auteurs proposent ensuite de calculer les duretés de la martensite, de la bainite et de la ferrite-perlite qui dépendent de la composition de l'acier et de la vitesse de refroidissement. L'obtention des formules est détaillée dans (Blondeau and Maynier, 1973) (Blondeau et al., 1975) (Maynier et al., 1970) (Brisson et al., 1975).

Pour la phase martensitique, la dureté est définie par l'équation (3.19) :

$$H_{V_m} = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log(V_r) \quad (3.19)$$

où V_r est la vitesse de refroidissement à 700 °C (en °C.h⁻¹) et les teneurs en éléments d'alliage en % massique.

La dureté de la bainite est obtenue par la relation (3.20) :

$$Hv_b = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \log(V_r) \quad (3.20)$$

et celle de la ferrite-perlite par l'équation (3.21) :

$$Hv_{fp} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12.6Ni + 7Cr + 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \log(V_r) \quad (3.21)$$

Pour déterminer la dureté d'une structure composée de plusieurs phases métallurgiques, Leblond et Maynier appliquent enfin une loi des mélanges linéaire, la dureté étant alors obtenue par l'équation (3.22) :

$$H_v = z_{fp} H_{v_{fp}} + z_b H_{v_b} + z_m H_{v_m} \quad (3.22)$$

où z_{fp} , z_b et z_m sont respectivement les fractions volumiques de ferrite-perlite, de bainite et de martensite.

Le modèle proposé par Blondeau et Maynier permet donc de prévoir la dureté pour le cas d'un acier faiblement allié à partir de la composition chimique du matériau et de sa microstructure. L'application de ces équations aux mesures de dureté avec différents types d'essais (joints soudés, essais Jominy) ont d'après les auteurs conduit à des résultats satisfaisants.

3.6 L'acier 80HLES

3.6.1 Présentation

Le matériau étudié est l'acier 80HLES dont l'acronyme correspond à « Haute Limite d'Elasticité Soudable ». La composition nominale de cet acier faiblement allié est précisée dans le Tableau 3.1. On peut noter la teneur élevée en nickel. Pour fabriquer des pièces telles que des tôles ou des pièces forgées, les bruts issus de la coulée sont laminés et subissent un traitement thermique de trempe et revenu afin d'obtenir les caractéristiques requises. A l'issue de ce traitement l'acier est globalement de structure martensitique revenue et présente comme son nom l'indique une haute limite d'élasticité, une bonne soudabilité ainsi qu'une bonne résistance aux chargements dynamiques qu'une structure militaire peut subir.

Elément	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Cr	Mo
Teneur %	≤0,16	≤0,27	≤0,54	≤0,015	≤0,02	≤0,25	4-4,87	≤0,57	≤0,43

Tableau 3.1 : Eléments d'addition du 80HLES

Les éprouvettes utilisées au cours de l'étude proviennent de plaques issues de la même coulée de dimensions 200x400x14 mm³. Elles sont usinées suivant la direction de laminage et sont repérées à l'aide d'un chiffre et d'une lettre correspondant à la position du prélèvement dans la tôle comme indiqué Figure 3.7.

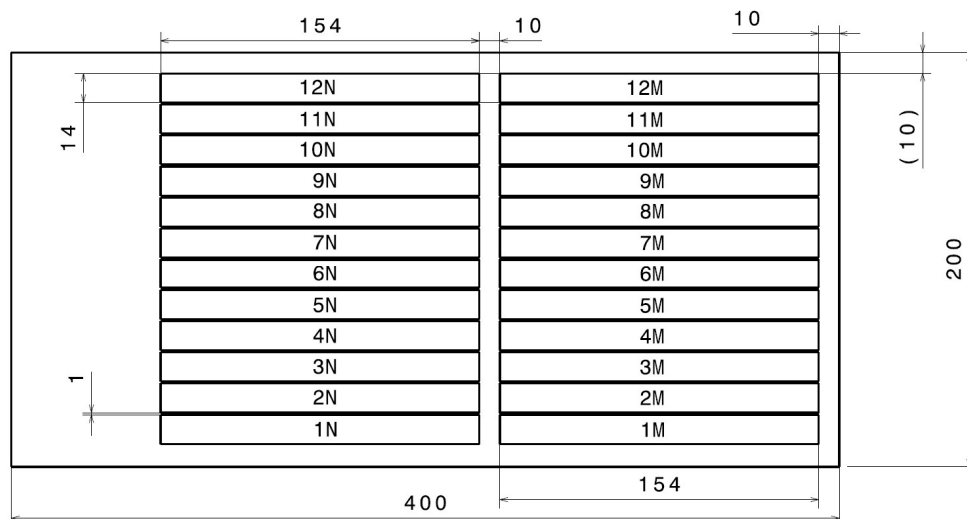


Figure 3.7 : Plan de prélèvement des éprouvettes d'une des plaques en 80HLES

La caractérisation du comportement métallurgique de cette nuance a été effectuée dans le but de modéliser les transformations métallurgiques au sein de la ZAT, où les conditions d'austénitisation (représentées par la taille de grains austénitiques) ainsi que les vitesses de refroidissement (et donc les microstructures après refroidissement) sont non uniformes. Plus précisément, cette caractérisation repose sur l'établissement de diagrammes TRC réalisés dans le cadre d'une étude antérieure (Penin et al., 2010a), puis complétés au cours de la thèse.

3.6.2 Propriétés thermophysiques

Les évolutions avec la température des caractéristiques thermophysiques de l'acier 80HLES proviennent d'une étude interne fournie par Naval Group. Dans cette étude, la diffusivité thermique a été mesurée à l'aide d'un diffusivimètre flash laser Netzsch LFA 457 entre 20 °C et 1000 °C. La capacité thermique massique (C_p) a été mesurée à l'aide d'un calorimètre à balayage différentiel (*Differential Scanning Calorimeter – DSC*) Netzsch 204F1 de 20 °C à 600 °C. De 600 °C jusqu'à 1000 °C, le diffusivimètre a permis de réaliser une mesure de C_p , un peu moins fiable que les mesures en DSC. L'évolution de la masse volumique entre 20 °C et 1000 °C a été calculée à partir de la valeur mesurée à 20 °C et sur la base de l'évolution de la dilatation thermique mesurée lors d'un essai de dilatométrie sur machine Gleeble 3500 pour une vitesse de chauffe de 1 °C.s⁻¹.

L'évolution de la conductivité thermique a été déduite à partir des mesures de diffusivité, de capacité thermique massique et de la masse volumique. Les résultats obtenus sont présentés en Figure 3.8.

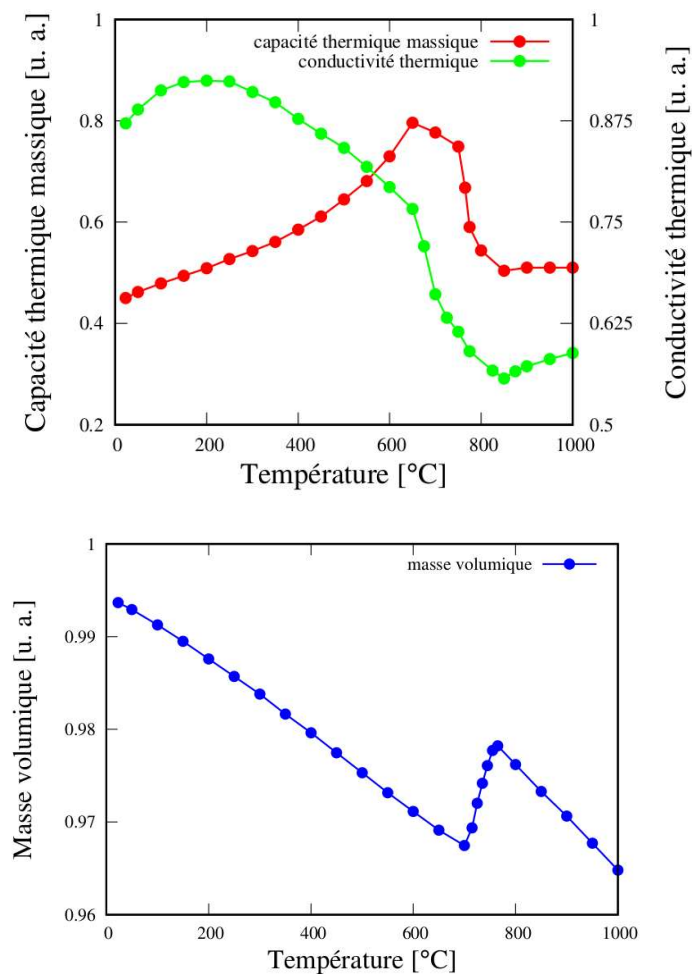


Figure 3.8 : Evolution des propriétés thermophysiques de l'acier 80HLES en fonction de la température (au chauffage)

3.7 Diagrammes TRC pour la simulation du soudage

Plusieurs approches sont possibles pour la modélisation des transformations de phases dans les aciers en conditions anisothermes (cf. § 3.3), certaines approches utilisant directement les diagrammes TRC pour la détermination des paramètres du modèle. Nous avons choisi ce type d'approche dans ce travail qui nécessite de pouvoir disposer de diagrammes TRC obtenus dans des conditions d'austénitisation et de refroidissement variées et surtout proches des conditions de soudage. Cela peut parfois s'avérer problématique considérant la non-uniformité de ces conditions dans la ZAT. En conséquence, il a été choisi d'utiliser deux diagrammes représentatifs de deux zones extrêmes de la ZAT à savoir : la zone à grains austénitiques grossiers, proche de la zone fondue et la zone à grains austénitiques fins, plus éloignée de la zone fondue et proche du métal de base. Les cycles thermiques des essais dilatométriques devaient dans la mesure du possible être représentatifs des cinétiques rencontrées lors du soudage. Les conditions d'austénitisation quant à elles devaient permettre d'obtenir une taille moyenne de grains représentative des deux zones de la ZAT définies précédemment.

La méthodologie utilisée pour cette caractérisation métallurgique consiste dans un premier temps à définir les conditions expérimentales d'austénitisation pour chaque diagramme TRC, puis dans un deuxième temps à réaliser les essais de dilatométrie libre à vitesse de refroidissement constante imposée (permettant une identification des lois de comportement plus aisée). Enfin, dans un troisième temps, après construction des deux diagrammes TRC, il s'agit d'identifier les paramètres de modèles de comportement thermo-métallurgique en vue de la simulation du soudage.

3.7.1 Taille de grains austénitiques de deux zones représentatives de la ZAT

Les conditions d'austénitisation des deux diagrammes TRC ont été déterminées grâce à l'analyse de joints soudés. La méthode d'analyse consiste à révéler les anciens joints de grains austénitiques par une attaque chimique appropriée de Béchet-Beaujard à chaud (Vander Voort, 2010). Le réactif utilisé est une solution aqueuse d'acide picrique sursaturée contenant une faible quantité d'acide chlorhydrique et d'agent mouillant permettant de mettre en évidence la ségrégation intergranulaire d'éléments chimiques (principalement le soufre et le phosphore) drainés lors de la croissance des grains austénitiques. Le réactif est composé de 100 mL d'acide picrique sursaturé dans l'eau, de 1 g de dodécylbenzenosulfate et de 0,5 mL HCl. La préparation des échantillons consiste à polir la surface de l'éprouvette ou du coupon soudé au papier abrasif puis à la pâte diamantée avant de réaliser l'attaque chimique. Lors de l'attaque, la température de la solution est portée à 40 °C ce qui améliore l'efficacité du réactif. Cette attaque permet de révéler suffisamment les joints de grains austénitiques sans que la visualisation de la microstructure ne gêne la mesure de taille de grains. Après plusieurs essais, la durée d'attaque permettant d'effectuer correctement les mesures a été fixée à 210 s.

L'estimation de la taille des grains austénitiques est obtenue à partir du nombre de grains interceptant une ligne courbe parallèle au bord de la ZF, supposée représentative d'une isotherme dans la ZAT. Pour les isothermes les plus proches de la zone fondue, le nombre réduit de grains interceptés limite cependant la représentativité de la mesure (Figure 3.9).

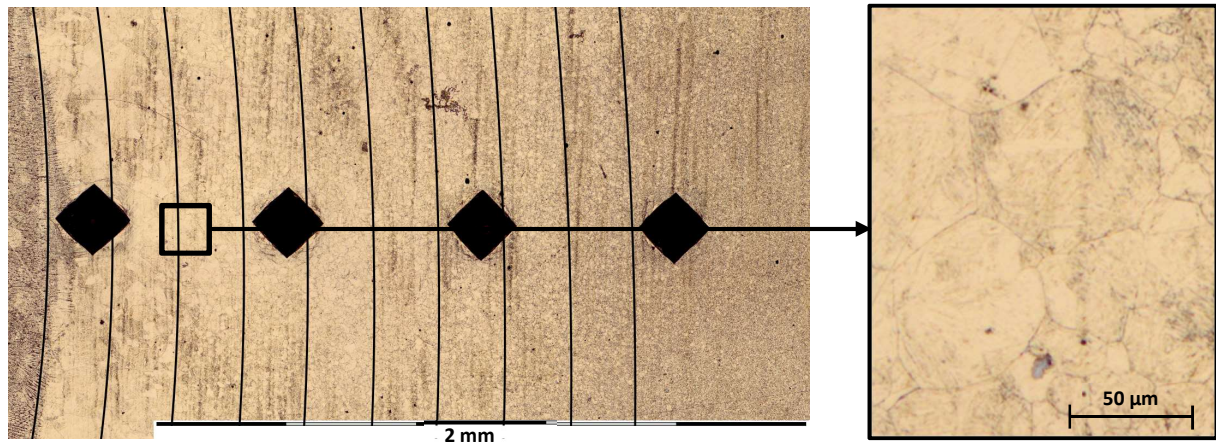


Figure 3.9 : Micrographie d'un joint soudé, évolution de la taille des grains austénitiques en ZAT

Cette méthode a permis de caractériser l'évolution de la taille des grains austénitiques en fonction de la distance à la zone fondue (Figure 3.10). Bien que pour des raisons de représentativité, la taille des grains n'ait pas été mesurée à moins de 150 μm de la limite de la zone fondue, il a été constaté visuellement la présence de grains de taille relativement importante (jusqu'à 150 μm) au bord de la zone fondue. La diminution de la taille des grains avec la distance à la zone fondue est rapide dans les 500 premiers μm et plus modérée ensuite. La taille des grains est inférieure à 10 μm au voisinage du métal de base. Cette évolution est cohérente compte tenu de la composition chimique de l'acier. En

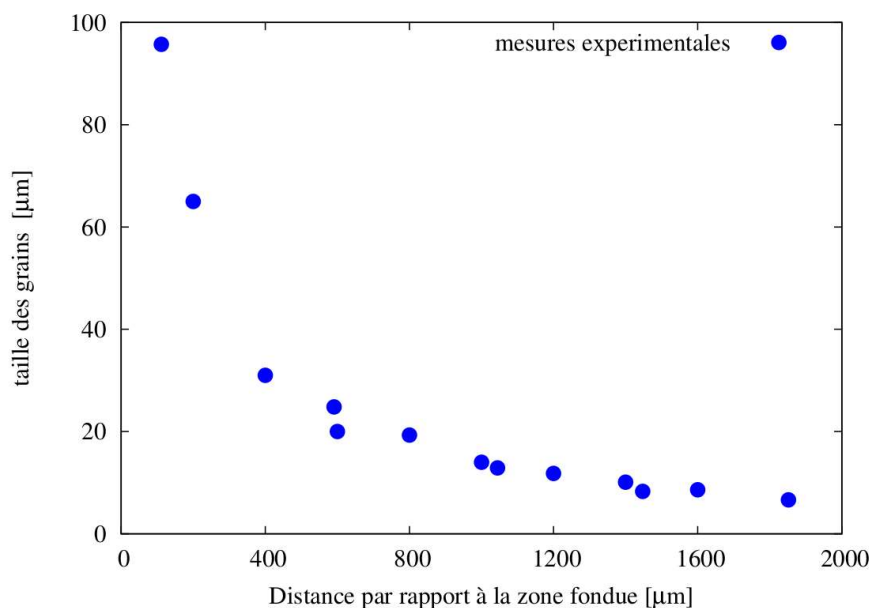


Figure 3.10 : Evolution de la taille des grains austénitiques en ZAT

effet, avec une absence des éléments Ti, Al, V et Nb susceptibles de former des carbures et nitrures, les potentiels carbures de chrome et de molybdène limitant la taille de grains austénitiques à haute température se dissolvent rapidement à basse température (Ashby and Easterling, 1982). Il a donc été choisi de considérer une taille de grains austénitiques d'environ 10 μm pour la ZAT à grains fins et d'environ 140 μm pour la ZAT à gros grains en bordure de zone fondue.

3.7.2 Essais de dilatométrie libre

Les essais de dilatométrie libre consistent à enregistrer les variations dimensionnelles d'une éprouvette soumise à un chargement thermique. Au cours du chauffage ou du refroidissement, un accident dilatométrique peut apparaître indiquant une transformation métallurgique. Ces essais ont été menés sur une machine Gleeble 3500 de l'IRDL sur le site de Lorient.

La machine Gleeble est un dispositif thermomécanique complet permettant de reproduire sur une éprouvette métallique, en général instrumentée, des sollicitations thermique et mécanique imposées pour reproduire des chargements sévères associés à des procédés de mise en forme ou d'assemblages (ex: trempe, soudage, laminage). Cette machine permet également de réaliser des essais mécaniques et dilatométriques conventionnels sous atmosphère contrôlée ou sous vide secondaire dans une enceinte hermétique (Figure 3.11). Les chargements thermique et mécanique sont contrôlables indépendamment. Le chauffage des échantillons s'effectue par effet Joule avec des vitesses pouvant

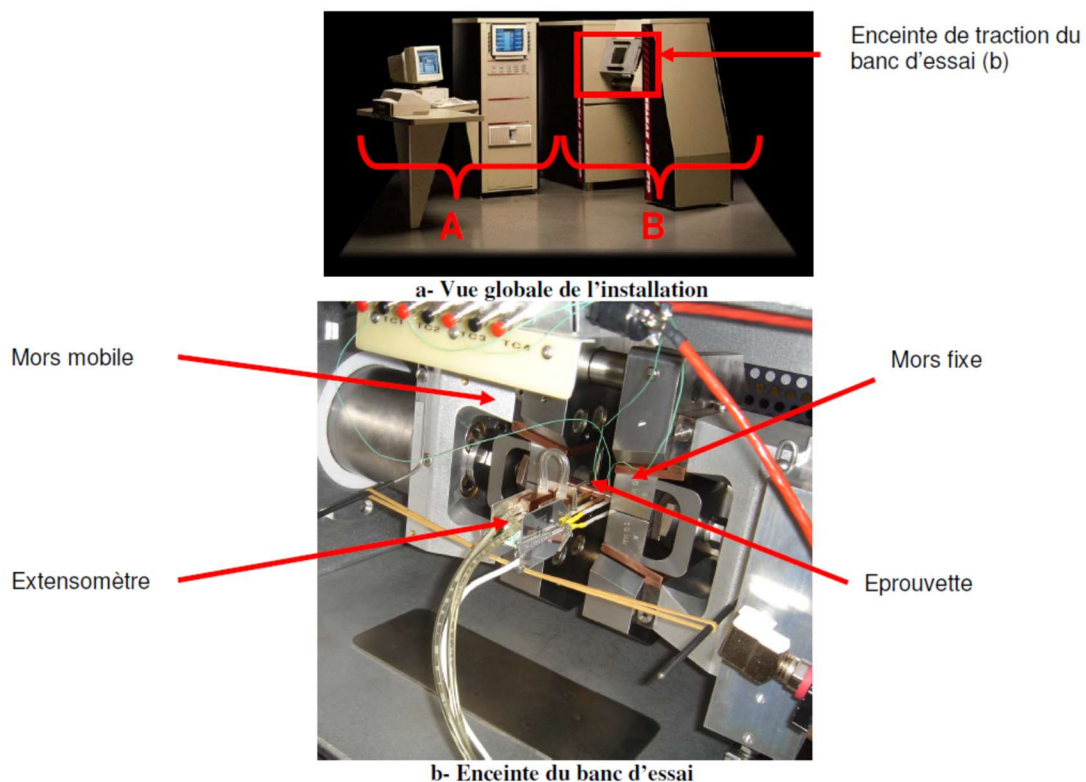


Figure 3.11 : Machine d'essais Gleeble 3500 de l'Université de Bretagne-Sud

aller jusqu'à 5000 °C.s^{-1} . La température de l'échantillon est contrôlée par un thermocouple fixé en surface de l'échantillon (usuellement au centre). La machine Gleeble régule la puissance électrique injectée dans l'échantillon de façon à minimiser l'écart entre les températures mesurée et de consigne. Des thermocouples supplémentaires peuvent être positionnés afin d'apprécier le gradient thermique dans l'éprouvette. L'éprouvette est maintenue par des mors eux-mêmes insérés dans des mâchoires refroidies par circulation d'eau. Les cinétiques de refroidissement imposées par les mors sont plus lentes (inférieures à 100 °C.s^{-1}) que celles de chauffage. Néanmoins, elles peuvent être modifiées par l'emploi de mors plus ou moins conducteurs et/ou de surface de contact plus ou moins grande avec l'échantillon. L'utilisation de géométries spécifiques d'éprouvettes et/ou l'emploi de moyens de trempe complémentaires (jet de gaz ou d'eau) influent aussi sur les vitesses de refroidissement. L'installation est constituée d'un système de commandes A (pupitre de commandes et ordinateur) et d'un banc d'essais B relié à un groupe hydraulique (Figure 3.11). Les sollicitations mécaniques peuvent être contrôlées par le déplacement du vérin (côté mors mobile) ou par le signal de mesure d'un extensomètre axial ou diamétral.

Les essais réalisés sur des éprouvettes cylindriques sont pilotés à force nulle, la déformation au cours du temps étant mesurée par un extensomètre diamétral. Le gradient axial de température est mesuré par trois thermocouples de type K et de diamètre $250\text{ }\mu\text{m}$ soudés par décharge capacitive. Une tige en alumine disposée à la base du thermocouple permet de protéger la soudure et le thermocouple lorsque les températures atteintes sont élevées. Le pilotage en température est effectué par le thermocouple central (TC1). Les deux autres thermocouples (TC2 et TC3) positionnés de part et d'autre de TC1 à $\pm 4,5\text{ mm}$ assurent le suivi du gradient thermique axial en surface (Figure 3.12).

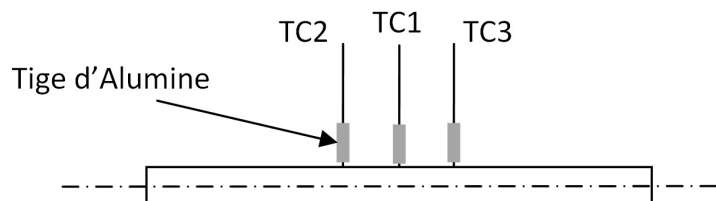


Figure 3.12 : Instrumentation d'une éprouvette à l'aide de thermocouples

3.7.3 Géométrie des éprouvettes

La régulation de la température lors du chauffage et particulièrement lors du refroidissement est influencée par la géométrie des éprouvettes. Sont particulièrement influents la longueur libre entre les mors en cuivre refroidis et le diamètre de l'éprouvette. La déformation diamétrale étant proportionnelle au diamètre de l'éprouvette, un diamètre plus important permettra de réduire le bruit de mesure (augmentation du signal par rapport au bruit). En contrepartie, les vitesses de refroidissement seront plus limitées. Deux géométries d'éprouvettes ont été utilisées : pour un refroidissement lent inférieur à $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ une éprouvette de diamètre 10 mm, pour les vitesses élevées une éprouvette de diamètre 6 mm (Figure 3.13).

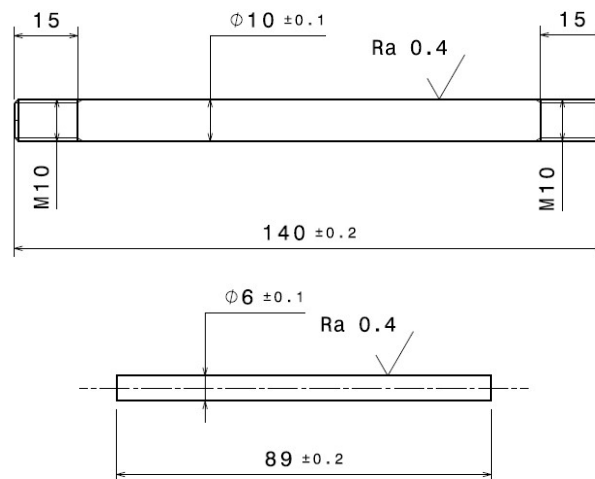


Figure 3.13 : Géométries des éprouvettes Gleebles de diamètre 10 mm et 6 mm

Pour ces dernières, il est possible de diminuer la longueur libre afin d'obtenir des vitesses de refroidissement plus élevées. Le rapprochement maximal des mors permettant d'atteindre la vitesse de refroidissement la plus élevée se fait au détriment du gradient thermique axial qui sera plus important. Le gradient radial que l'on peut estimer par calculs éléments finis (voir chapitre 5) est quant à lui supposé faible. Ce dernier point est à nuancer pour les températures dépassant $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Zhang et al., 2010). Cependant, compte tenu des températures de transformation au chauffage et au refroidissement qui sont nettement inférieures à $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, il a été choisi de considérer comme négligeable l'influence du gradient thermique radial sur les mesures de déformation diamétrale de l'éprouvette associées aux transformations de phases à l'état solide.

3.7.4 Choix des conditions d'austénitisation des deux diagrammes TRC

Chaque diagramme TRC est défini par des conditions d'austénitisation, une durée t_a et une température T_a de maintien dans le domaine austénitique permettant d'obtenir la taille de grains austénitiques désirée. Pour déterminer les paramètres d'austénitisation des deux diagrammes TRC à construire, des mesures de taille des grains ont été effectuées sur des éprouvettes ayant subi différents historiques thermiques. Pour ces essais, la vitesse de chauffage est comprise entre 100 °C.s^{-1} et 150 °C.s^{-1} pour limiter son influence sur le grossissement des grains. La méthode de détermination de la taille moyenne des grains utilisée dans cette étude est basée sur la technique des segments linéaires interceptés suivant la norme ASTM E112-77 (cf. Figure 3.14) (Barralis and Maeder, 2002). La mesure est effectuée à un grossissement permettant l'intersection de 50 grains minimum sur la totalité des segments d'interception pour être statistiquement représentative.

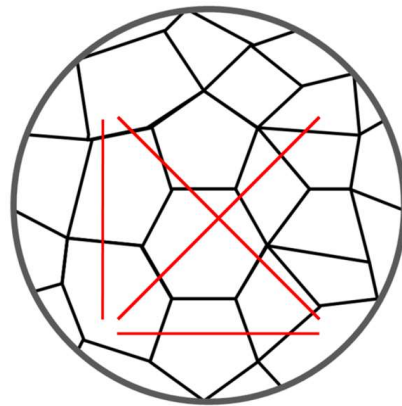


Figure 3.14 : Schéma de principe de la méthode des segments linéaires interceptés

Le calcul de la taille moyenne des grains s'effectue à l'aide de la relation (3.23).

$$\bar{L} = \frac{L}{N} \quad (3.23)$$

Avec, \bar{L} la taille moyenne des grains,

N la somme des grains interceptés par les différents segments,

L la somme des longueurs de chaque segment.

Neuf essais ont été réalisés avec des conditions d'austénitisation variées. Les mesures de taille de grains sont regroupées dans le *Tableau 3.2* (l'essai avec $T_a=900$ °C et $t_a=300$ s a été doublé afin de vérifier la reproductibilité).

Température T_a [°C]	900	900	900	1100	1100	1250	1300	1340	1350
Durée t_a [s]	60	300	300	10	40	5	1	1	3
Taille de grains mesurée [μm]	5	9	11	28	32	63	105	136	176

Tableau 3.2 : Conditions d'austénitisation et taille des grains austénitiques mesurées sur éprouvettes Gleeble

La Figure 3.15 donne un exemple de visualisation des anciens joints de grains pour une austénitisation de 900 °C pendant 300 s. La taille des grains d'austénite est dans ce cas de l'ordre de 9 μm . L'attaque chimique utilisée est la même que celle employée pour la visualisation des grains austénitiques en ZAT de joint soudé (cf. § 3.7.1).

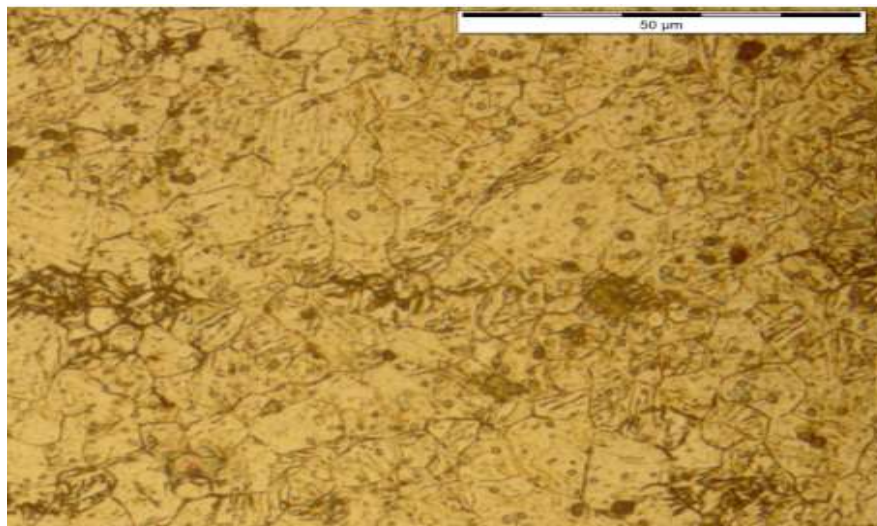


Figure 3.15 : Révélation des joints de grain d'austénite ($T_a=900$ °C, $t_a=300$ s)

A l'issue de ces essais, deux conditions d'austénitisation ont donc été retenues pour l'établissement des diagrammes TRC. Pour le diagramme TRC représentatif de la ZAT à grains fins, sont considérées une température d'austénitisation T_a de 900 °C et une durée t_a de 300 s. La durée d'austénitisation est suffisamment longue pour garantir une austénitisation complète et une austénite homogène (Barralis and Maeder, 2002). Les conditions d'austénitisation retenues pour le diagramme TRC représentatif de la ZAT à gros grains correspondent à une température d'austénitisation T_a de 1340 °C et une durée de 1 s. Le niveau de la température T_a est suffisamment élevé pour favoriser la dissolution des carbures pouvant potentiellement ralentir la croissance des grains (Ashby and Easterling, 1982). La durée d'austénitisation de 1 s étant très courte, cela permet de diminuer le risque de dégradation du capteur dilatométrique et de réduire la diffusion des éléments chimiques constitutifs des alliages des fils de thermocouples de type K utilisés.

3.7.5 Construction des deux diagrammes TRC

Pour le diagramme TRC représentatif de la ZAT à grains fins ($T_a=900\text{ °C}$, $t_a=300\text{ s}$), la vitesse de chauffage est de 100 °C.s^{-1} , le refroidissement est effectué à vitesse constante. Les vitesses de refroidissement sont comprises entre $0,2\text{ °C.s}^{-1}$ et 55 °C.s^{-1} . Pour le diagramme représentatif de la ZAT à gros grains ($T_a=1340\text{ °C}$, $t_a=1\text{ s}$), la vitesse de chauffage est de 150 °C.s^{-1} . La vitesse a été augmentée pour se rapprocher des conditions d'austénitisation en bordure de zone fondue. Le refroidissement se décompose en deux étapes : un premier refroidissement a lieu entre 1340 °C et 900 °C à la vitesse de 20 °C.s^{-1} . Cette précaution assure une taille de grains identique pour tous les essais du diagramme TRC, y compris à faible vitesse de refroidissement (la taille de grains ne grossissant que très peu en dessous de 900 °C), ce qui est recherché dans ce travail. Par la suite le refroidissement est effectué à une vitesse constante comprise entre $0,5\text{ °C.s}^{-1}$ et 15 °C.s^{-1}

Un exemple de courbe dilatométrique de l'acier 80HLES est donné Figure 3.16. A partir de cette courbe il est possible de détecter les températures de début et de fin de transformation au chauffage et au refroidissement puis de déterminer les fractions volumiques transformées.

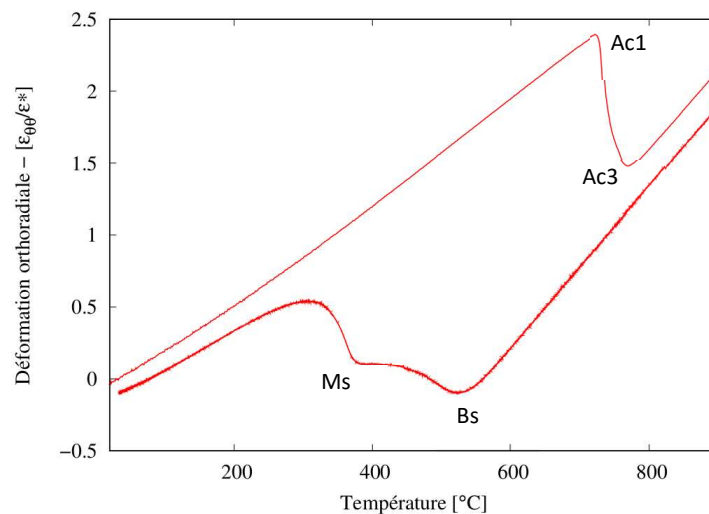


Figure 3.16 : Exemple de courbe dilatométrique de l'acier 80HLES –
 $V_{chauff}=100\text{ °C.s}^{-1}$, $T_a=900\text{ °C}$, $t_a=300\text{ s}$, $V_{ref}=4\text{ °C.s}^{-1}$

Les températures de début et de fin de transformation sont déterminées au niveau des points d'inflexion des courbes de dilatation. Ainsi on distingue les températures de transformation suivantes :

Ac1 correspondant à la température de début de transformation au chauffage du métal de base en austénite.

Ac3 correspondant à la température de fin de transformation austénitique au chauffage.

Bs correspond à la température de début de transformation de l'austénite en bainite au refroidissement.

Ms correspond à la température de début de transformation de l'austénite en martensite au refroidissement.

La fraction volumique de phase transformée est calculée à partir des courbes expérimentales par la méthode des bras de levier à l'aide des coefficients de dilatation. Ces derniers sont déterminés sur les parties linéaires de la courbe avant (α_{CC}) et après (α_{CFC}) transformation. La fraction volumique de phase formée est donc considérée comme proportionnelle à l'amplitude de l'accident dilatométrique. Cette méthode n'est rigoureusement applicable au refroidissement que s'il ne s'accompagne pas d'une évolution du taux de carbone dans l'austénite en cours de transformation (pouvant influencer le coefficient de dilatation). Pour les transformations au refroidissement cette hypothèse reste valable pour la transformation martensitique (la transformation étant displacive) mais peut être plus discutable pour la transformation bainitique. Néanmoins dans le cadre de ce travail, nous supposons cette erreur potentielle comme négligeable.

Pour chaque essai, les coefficients de dilatations α_{CC} et α_{CFC} ainsi que les températures Ac1, Ac3, Bs et Ms sont déterminés. De plus, 5 mesures de dureté Hv10 ont été réalisées sur la section située au droit de TC1 puis moyennées. A partir des courbes dilatométriques ainsi que de l'ensemble de ces données deux diagrammes TRC ont été construits. Ces diagrammes présentent, selon l'une ou l'autre des deux conditions d'austénitisation retenues, les différents domaines de transformation de l'acier 80HLES lors d'un refroidissement à vitesse contrôlée. Tous les essais ne sont pas représentés pour aider à la lecture des diagrammes (Figure 3.17 et Figure 3.18). La majeure partie des essais utilisés pour la construction des diagrammes TRC proviennent d'une étude antérieure (Penin et al., 2010a) puis ont été complétés par quelques essais réalisés pendant la thèse.

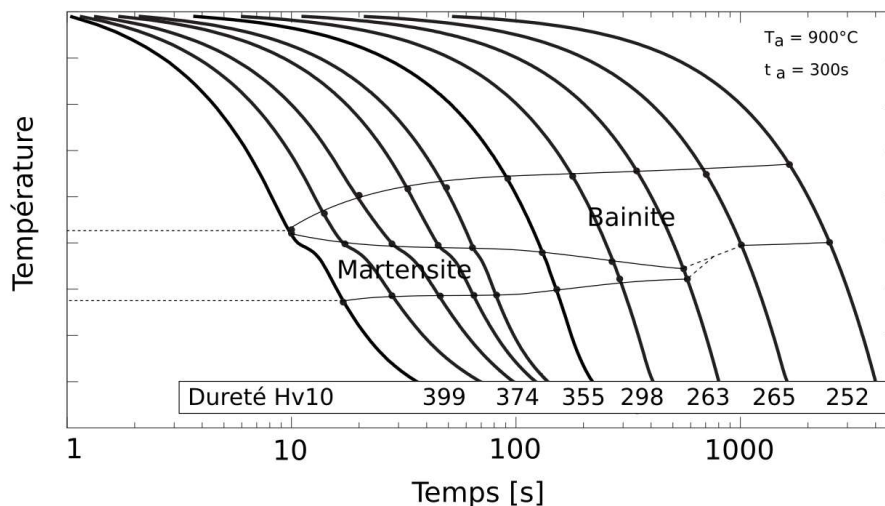


Figure 3.17 : Diagramme TRC représentatif de la ZAT à grains fins

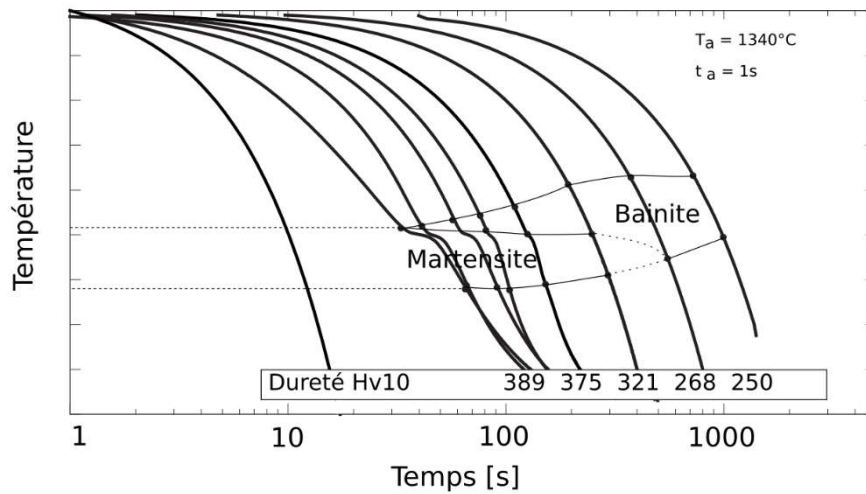


Figure 3.18 : Diagramme TRC représentatif de la ZAT à gros grains

On remarque pour les deux conditions d'austénitisation que même aux vitesses de refroidissement les plus faibles, la microstructure obtenue est de type bainitique et non ferrito-perlitique. Par ailleurs l'augmentation de la taille des grains austénitiques a pour effet de réduire notablement la vitesse critique de trempe de l'acier, les domaines de transformation étant ainsi nettement déplacés vers la droite.

3.8 Modélisation de la taille de grains de l'acier 80HLES

Les essais présentés au *Tableau 3.2* ont par ailleurs permis de modéliser l'évolution de la taille des grains à partir de l'équation (3.24) proposée par Ikawa et al. et utilisée par Leblond et al. (cf. § 3.4). L'identification des paramètres du modèle, dont le résultat est présenté Figure 3.19, permet de calculer la taille des grains en fonction des conditions d'austénitisation rassemblées grâce à un paramètre d'équivalence P_a . Ce paramètre d'équivalence temps-température permet de comparer les résultats d'essais ayant des conditions d'austénitisation différentes. Il est calculé par l'équation (3.25) à partir de l'historique thermique subi par l'éprouvette. Les paramètres identifiés du modèle sont présentés dans le *Tableau 3.3*. La valeur de l'énergie d'activation est de $Q = 398 \text{ kJ.mol}^{-1}$. Cette valeur a été déterminée à partir des travaux de Uhm et al. (Uhm et al., 2004) qui proposent, pour la croissance des grains austénitiques en conditions isothermes ou en ZAT, une formule de calcul tenant compte de la composition chimique de l'acier.

$$\frac{d(D^a)}{dt} = C \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \text{ avec } D(t_0) = D_0 \quad (3.24)$$

$$P_a = \int_{t_0}^t \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) dt \quad (3.25)$$

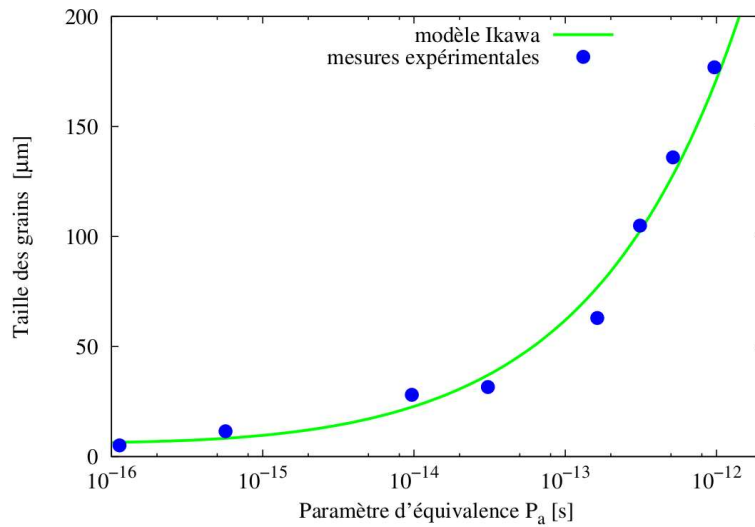


Figure 3.19 : Evolution de la taille des grains austénitiques et modèle identifié

C [$\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$]	CONFIDENTIEL
a [-]	
D_0 [μm]	

Tableau 3.3 : Paramètres identifiés du modèle de croissance de grains austénitiques

La valeur de a identifiée correspond dans l'équation originale d'Ikawa à une valeur de l'exposant $n = 1/a$ qui est proche du cas idéal $n = 0,5$. La taille de grains initiale D_0 n'est pas nulle car le modèle ne rend compte que de la croissance de taille de grains dans une structure déjà 100% austénitique. Ce modèle pourra par la suite être intégré à la simulation numérique du soudage permettant ainsi de prendre en compte l'influence de la taille de grains sur les cinétiques de transformation et/ou sur les propriétés mécaniques des phases.

3.9 Modélisation des transformations métallurgiques du 80HLES

La prise en compte des transformations de phases à l'état solide dans une simulation numérique du soudage nécessite d'identifier les valeurs des paramètres des différents modèles de transformation métallurgique. Cette partie porte dans un premier temps sur cette identification pour la transformation au chauffage puis sur celles concernant les transformations au refroidissement.

3.9.1 Transformations au chauffage

Au chauffage, le métal de base débute sa transformation en austénite (si $T > Ae_1$). Le modèle métallurgique utilisé est celui proposé par Leblond (Leblond and Devaux, 1984) (cf. § 3.3). Il est défini par les équations (3.26), (3.27) et (3.28). Les formes des fonctions $z_{eq}(T)$ et $\tau(T)$ sont celles proposées par Waeckel et utilisées dans Code_Aster (Waeckel and Razakanaivo, 1998) pour faciliter l'identification du modèle.

$$\dot{z} = \frac{z_{eq}(T) - z}{\tau(T)} F(\dot{T}) \quad (3.26)$$

$$z_{eq}(T) = \begin{cases} 0 & \text{si } T \leq Ae_1 \\ \frac{T - Ae_1}{Ae_3 - Ae_1} & \text{si } Ae_1 \leq T \leq Ae_3 \\ 1 & \text{si } T \geq Ae_3 \end{cases} \quad (3.27)$$

$$\tau(T) = \begin{cases} \tau_1 & \text{si } T \leq T_1 \\ \tau_{i-1} + \frac{T - T_{i-1}}{T_i - T_{i-1}} (\tau_i - \tau_{i-1}) & \text{si } T_{i-1} \leq T \leq T_i \\ \tau_5 & \text{si } T \geq T_5 \end{cases} \quad (3.28)$$

Lors de l'identification de la fonction $z_{eq}(T)$, les températures Ae_1 et Ae_3 sont lues directement sur la courbe d'évolution de la fraction volumique d'austénite d'un essai où la vitesse de chauffe est de $1K.s^{-1}$ (conditions proches de l'équilibre). La fonction $\tau(T)$, définie par l'équation (3.28), utilise cinq paramètres temporels notés de τ_1 à τ_5 et cinq températures de T_1 à T_5 de manière à décrire précisément l'évolution de la fraction volumique de l'austénite au cours de la transformation.

La fonction $F(\dot{T})$, dépendante de la vitesse de chauffage, est une fonction sigmoïde donnée par l'équation (3.29) qui a été ajoutée au modèle de Leblond-Devaux. Cette fonction présente une asymptote horizontale lorsque la vitesse de chauffage est élevée ce qui est représentatif de la « saturation » des cinétiques de transformation de l'austénite dans ces conditions.

$$F(\dot{T}) = 1 + \frac{a^*}{1 + \exp(-b^*(\dot{T} - \dot{T}_{1/2}))} \quad (3.29)$$

Plusieurs essais ont été réalisés en faisant varier la vitesse de chauffage entre $1^\circ C.s^{-1}$ et $150^\circ C.s^{-1}$. Les courbes expérimentales présentant l'évolution de la fraction volumique d'austénite en fonction de la température sont tracées en Figure 3.20. L'effet de la vitesse de chauffage se manifeste principalement sur la température de début de la transformation Ac_1 qui augmente nettement avec la vitesse de chauffe, contrairement à la température de fin de transformation Ac_3 qui évolue peu.

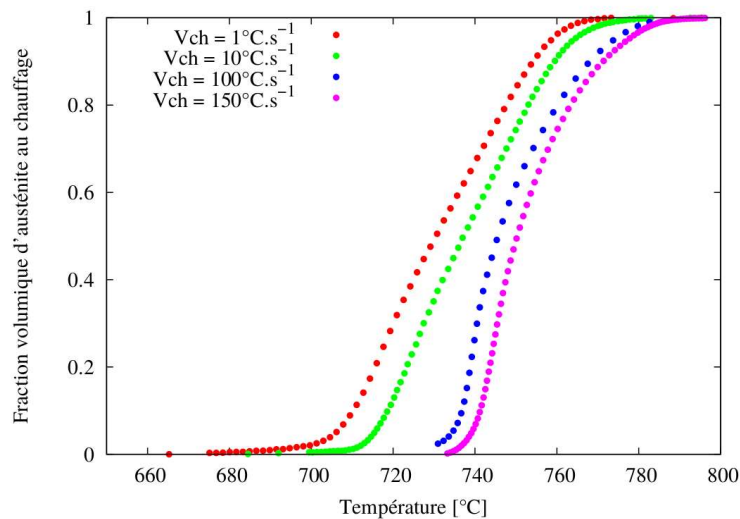


Figure 3.20 : Evolution de la fraction volumique d'austénite pour différentes vitesses de chauffage

Ces courbes expérimentales permettent d'identifier les paramètres des fonctions composant le modèle de transformation austénitique. L'identification est effectuée à l'aide du logiciel SiDoLo (Simulation et Identification de Loi de comportement) (Pilvin, 2003). Les résultats de l'identification des paramètres sont récapitulés dans le Tableau 3.4.

Ae_1 [°C]	Ae_3 [°C]	τ_1 [s]	τ_2 [s]	τ_3 [s]	τ_4 [s]	τ_5 [s]	T_1 [°C]	T_2 [°C]	T_3 [°C]	T_4 [°C]	T_5 [°C]
CONFIDENTIEL											

a^* [-]	b^* [-]	$\dot{T}_{1/2}$ [s ⁻¹]
CONFIDENTIEL		

Tableau 3.4 : Valeurs identifiées des paramètres du modèle de transformation austénitique

Les prédictions du modèle de transformation du métal de base en austénite sont données en comparaison avec les résultats expérimentaux en Figure 3.21. À faible vitesse de chauffage, le modèle retranscrit correctement l'évolution de la fraction volumique d'austénite. Toutefois, pour les essais à vitesse de chauffage élevée, les températures de début de transformation sont sous-estimées lorsque la fraction volumique est inférieure à 0,4. L'écart entre les prédictions et les courbes expérimentales diminue ensuite de manière satisfaisante avec l'augmentation de la fraction volumique. A priori cet écart aux cinétiques de transformation expérimentales n'aura d'effet lors de l'utilisation de ce modèle pour la simulation du soudage que sur la zone de la ZAT avec une austénitisation partielle et dont la température maximale ne dépassera pas 750 °C.

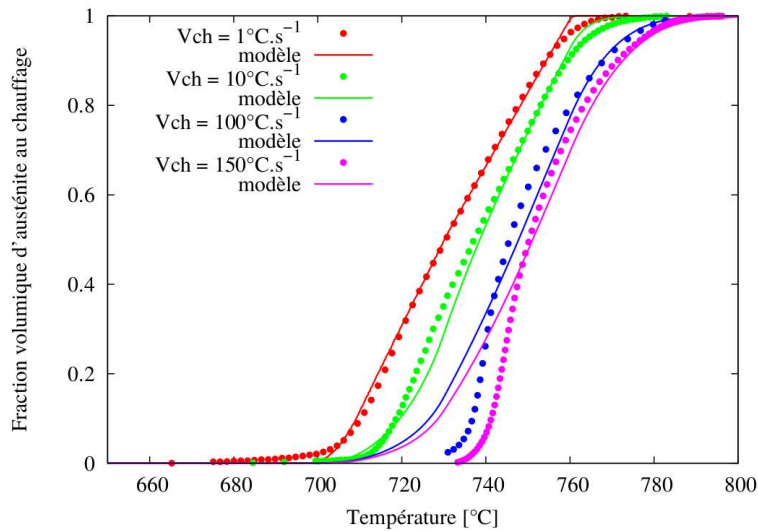


Figure 3.21 : Prédiction de l'évolution de la proportion d'austénite formée en fonction de la température et de la vitesse de chauffage. Comparaison essais-modèle

3.9.2 Transformations au refroidissement

La transformation de l'austénite en bainite lors du refroidissement emploie le même modèle proposé par (Leblond and Devaux, 1984) et présenté précédemment (3.26). Les fonctions $\tau(T)$ et $F(\dot{T})$ sont définies respectivement par les équations (3.30) et (3.31).

$$\tau(T) = \frac{c}{1 + \exp(-d(T - T_a))} + e \quad (3.30)$$

$$F(\dot{T}) = f \ln|\dot{T}| + g \quad (3.31)$$

Les paramètres de ces fonctions ont été identifiés à partir des essais réalisés pour l'élaboration des diagrammes TRC. Deux jeux de coefficients sont identifiés pour les deux conditions d'austénitisation représentatives des deux zones de la ZAT. Les résultats des identifications des paramètres du modèle sont présentés dans le *Tableau 3.5*. Seuls trois paramètres évoluent de manière significative avec les conditions d'austénitisation.

Conditions d'austénitisation	c [s]	d [K^{-1}]	e [s]	f [s]	g [-]	T_a [°C]
900 °C – 300 s	CONFIDENTIEL					
1340 °C – 1 s						

Tableau 3.5 : Valeurs identifiées des paramètres du modèle de transformation bainitique

Les prédictions du modèle pour les deux conditions d'austénitisation sont tracées Figure 3.22 et Figure 3.23. Concernant les essais ayant subi une austénitisation de 900 °C pendant 300 s, les résultats obtenus par le modèle sont satisfaisants pour l'ensemble des vitesses de refroidissement. Pour les essais représentatifs de la ZAT à gros grains, le modèle permet de reproduire correctement les résultats obtenus pour des essais à très faibles vitesses de refroidissement. Pour la vitesse de refroidissement de 2 °C.s⁻¹ la prédiction est moins efficace. La réalisation d'essais à des vitesses de refroidissement plus élevées aurait pu permettre d'améliorer l'identification des paramètres afin de mieux caractériser cette transformation. Cependant la plage des vitesses de refroidissement pour de tels essais est réduite puisqu'on obtient une microstructure quasi-martensitique à partir de 4 °C.s⁻¹.

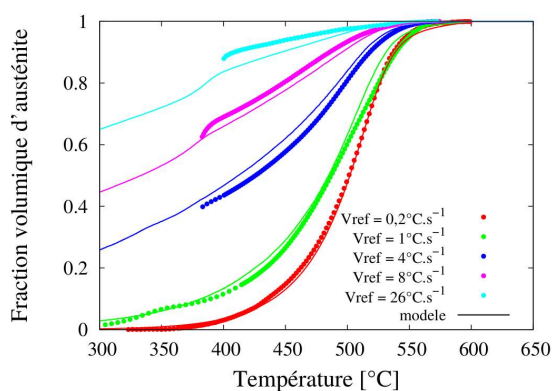


Figure 3.22 : Prédiction de la transformation de l'austénite en bainite, en fonction de la température et de la vitesse de refroidissement (austénitisation à $T_a=900$ °C et $t_a=300$ s) - Comparaison avec les expériences

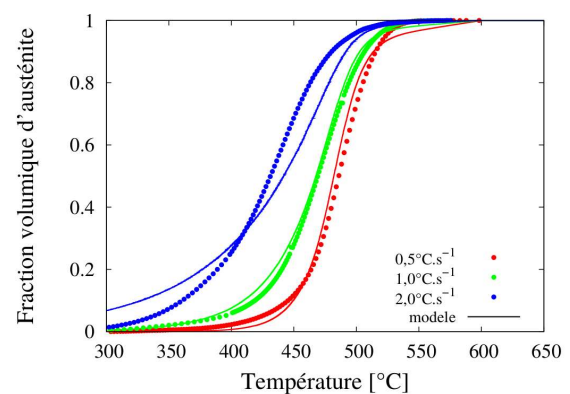


Figure 3.23 : Prédiction de la transformation de l'austénite en bainite, en fonction de la température et de la vitesse de refroidissement (austénitisation à $T_a=1340$ °C, $t_a=1$ s) - Comparaison avec les expériences

Pour modéliser la transformation de l'austénite en martensite intervenant lors des refroidissements plus rapides, la cinétique de Koistinen et Marbürger est utilisée (Koistinen and Marbürger, 1959). L'identification du modèle donné par l'équation (3.32), est effectuée à l'aide de deux essais dilatométriques où la transformation est quasi-martensitique (avec $T_a = 1340$ °C, $t_a = 1$ s, $V_{ref} = 8$ et 12 °C.s⁻¹).

$$z(T) = z_{\gamma}^0 \exp(-k(M_s - T)) \quad (3.32)$$

Avec z_{γ}^0 la fraction volumique d'austénite disponible à $T=M_s$ et k un paramètre matériau.

Les résultats des paramètres identifiés sont présentés dans le Tableau 3.6. La réponse du modèle est tracée avec les données expérimentales en Figure 3.24, et montre une bonne prédiction de l'évolution de la fraction volumique de martensite. Un troisième essai a été ajouté au graphique ($T_a=900$ °C, $t_a=300$ s avec $V_{ref}=55$ °C.s⁻¹) afin de vérifier la pertinence des valeurs de M_s et de k pour des conditions d'austénitisation différentes de celles utilisées pour l'identification. L'accord calcul-expérience est un peu moins bon mais reste acceptable.

Le modèle pourrait être éventuellement amélioré en rendant M_s dépendant de la taille de grains austénitiques mais sa réponse reste excellente pour les tailles de grains élevées donc pour la ZAT à gros grains, zone plus susceptible d'être le siège de la transformation martensitique au refroidissement.

k [K ⁻¹]	M_s [°C]
CONFIDENTIEL	

Tableau 3.6 : Valeurs des paramètres du modèle de transformation martensitique

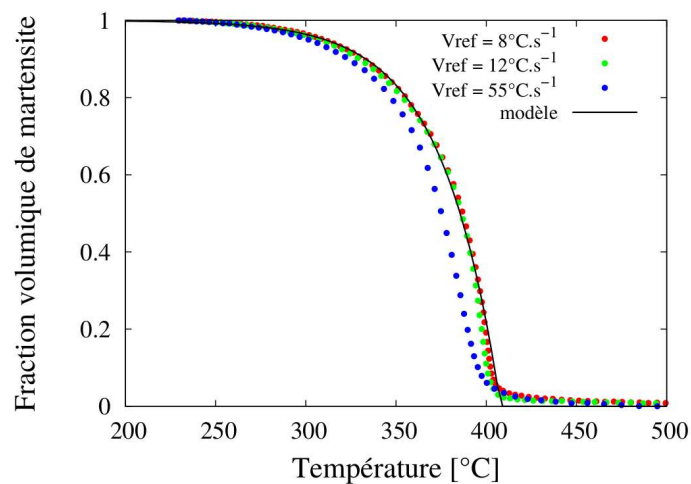


Figure 3.24 : Modélisation de la transformation martensitique - Comparaison avec les expériences (austénitisation à $T_a=1340$ °C - $t_a=1$ s, grains grossiers pour les vitesses de refroidissement de 8 et 12 °C.s⁻¹ et à $T_a=900$ °C et $t_a=300$ s, grains fins pour la vitesse de 55 °C.s⁻¹)

3.10 Prédiction de la dureté

Comme expliqué dans le § 3.5, la prédiction de la dureté lors de la simulation thermique du soudage est intéressante pour confronter les résultats numériques aux mesures expérimentales. Il s'agit dans notre cas d'intégrer un modèle de dureté au sein d'une simulation thermomécanique du soudage, puis de confronter les résultats avec une cartographie de dureté d'un coupon soudé. La composition chimique de l'acier 80HLES étant relativement proche de celle des aciers employés lors de l'établissement du modèle de Blondeau et Maynier (Blondeau and Maynier, 1973), l'utilisation de ce modèle semble justifiée. Cependant la teneur en nickel de l'acier 80HLES étant nettement supérieure à celle des aciers retenus par Blondeau et Maynier, une identification du modèle à partir des données disponibles semblait préférable. Chaque essai de dilatométrie réalisé pour l'établissement des deux diagrammes TRC a fait l'objet d'une mesure de dureté Hv10. Une base de données expérimentales suffisamment conséquente est alors disponible pour identifier les paramètres du modèle.

D'une manière générale, le calcul de la dureté d'une phase peut s'écrire sous la forme donnée par l'équation (3.33) (Brisson et al., 1975). La dureté globale étant obtenue à l'aide d'une loi des mélanges linéaire, donnée par l'équation (3.34).

$$Hv_z = \alpha_z + \beta_z \log(V_{ref}^{700}) \quad (3.33)$$

$$Hv = z_b Hv_b + z_m Hv_m \quad (3.34)$$

Avec V_{ref}^{700} la norme de la vitesse de refroidissement à 700 °C et α_z et β_z des paramètres matériau. L'identification des paramètres du modèle est effectuée en déterminant les coefficients α_b et β_b à partir des essais faisant apparaître uniquement de la bainite et les coefficients α_m et β_m à partir des essais ayant une microstructure totalement ou quasi-totalement martensitique. Les paramètres obtenus sont présentés dans le *Tableau 3.7*.

α_b [Hv.s.K ⁻¹]	β_b [Hv10]	α_m [Hv.s.K ⁻¹]	β_m [Hv10]
194,2	19,8	328,0	12,3

Tableau 3.7 : Paramètres identifiés du modèle de prédiction de la dureté

La comparaison entre les duretés calculée et mesurée est présentée pour le modèle Blondeau-Maynier en Figure 3.25 et pour le modèle identifié pour l'acier 80HLES en Figure 3.26. Les résultats obtenus par les deux modèles sont cohérents avec les valeurs de dureté mesurées. On remarque que l'identification du modèle réalisée précédemment n'a pas permis d'améliorer de façon significative la prédiction de la dureté par rapport au modèle de Blondeau-Maynier avec néanmoins un léger mieux en ce qui concerne les échantillons de structure très majoritairement bainitique. On note que le modèle a tendance à sous-estimer la valeur de la dureté dans le cas où la microstructure obtenue est quasi-martensitique. L'ajout d'essais ayant une microstructure multiphasée et donc des valeurs de dureté intermédiaires pourrait permettre de mieux évaluer la qualité du modèle utilisé. L'emploi de

cette classe de modèles reste cependant globalement pertinent. Le modèle identifié sera donc par la suite implémenté dans les simulations thermique et mécanique du soudage (voir chapitre 6).

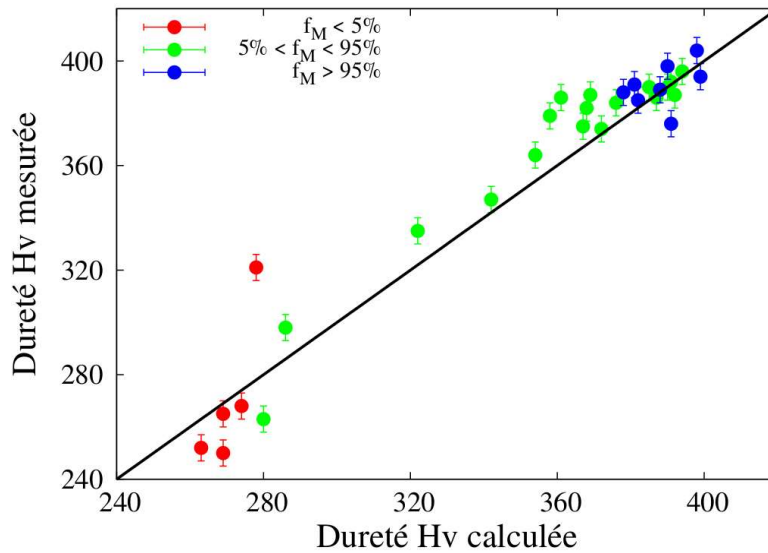


Figure 3.25 : Corrélation entre les duretés mesurées et calculées avec le modèle de Blondeau-Maynier - f_M correspond à la fraction volumique de martensite

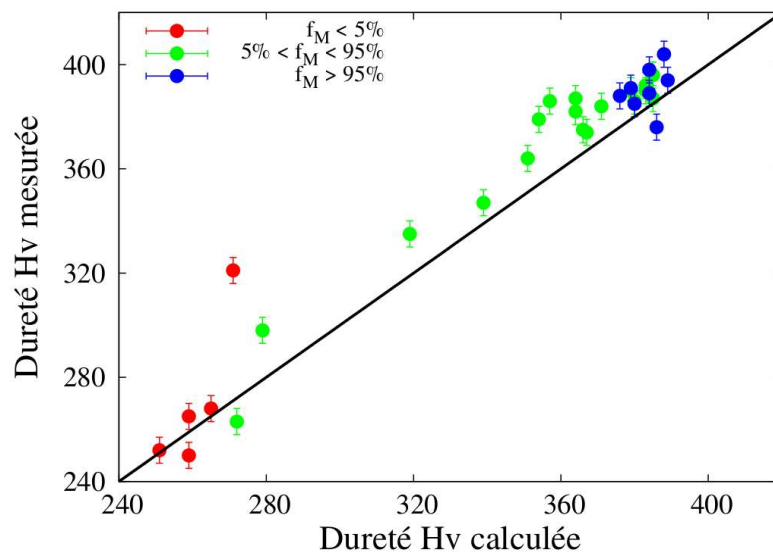


Figure 3.26 : Corrélation entre les duretés mesurées et calculées avec le modèle identifié

3.11 Bilan sur la caractérisation et la modélisation métallurgique

Grâce à la réalisation d'essais dilatométriques dans des conditions d'austénitisation représentatives de deux zones extrêmes de la ZAT, les paramètres des modèles de transformation métallurgique du matériau de l'étude ont pu être identifiés. De type Leblond-Devaux pour les transformations avec diffusion et Koistinen Marbürger pour la transformation martensitique, ils permettront de prédire les transformations au chauffage et au refroidissement lors d'une opération de soudage. Ce chapitre a permis par ailleurs d'identifier un modèle de croissance de taille de grains austénitiques et un modèle de calcul de la dureté sur la base de mesures expérimentales effectuées sur les éprouvettes dilatométriques. Ces deux modèles seront aussi intégrés dans le logiciel de calcul éléments finis utilisé pour la simulation numérique du soudage multipasse. Le logiciel sera ainsi à même de prendre en compte les transformations métallurgiques en ZAT et de prédire leurs conséquences, étape indispensable dans cette étude.

Chapitre 4 Caractérisation mécanique et identification

4.1 Généralités

Le chapitre 3 a montré que plusieurs phases métallurgiques de propriétés thermomécaniques différentes étaient susceptibles d'apparaître au cours d'une opération de soudage. Ce chapitre porte sur la caractérisation des propriétés mécaniques du matériau et leur dépendance vis-à-vis de la température. Les données obtenues seront ensuite utilisées pour l'identification des lois de comportement thermomécanique nécessaires pour la prévision de l'état de contraintes en cours et à la fin de l'opération de soudage par un code de calcul éléments finis.

La déformation macroscopique ε est classiquement obtenue, dans le cas des petites déformations, par la relation (4.1).

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} + \varepsilon^p + \varepsilon^{pt} \quad (4.1)$$

où ε^e est la partie élastique de la déformation,
 ε^{th} la dilatation thermomécanique,
 ε^p la partie plastique ou viscoplastique et
 ε^{pt} le terme de plasticité de déformation.

4.1.1 Dilatation thermique

Lors d'un cycle thermique, le matériau se dilate ou se contracte selon la température et les changements de structures cristallographiques. Les dilatations thermiques sont caractérisées en fonction des phases par un coefficient de dilatation. De plus, les changements de volume se produisant au cours des transformations au chauffage et au refroidissement résultent des changements de structures cristallines accompagnant celles-ci. La prise en compte de ces variations de volume est décrite par l'équation (4.2). Dans cette étude, on considère que les coefficients de dilatation de la bainite et de la martensite sont égaux à celui du métal de base. Le coefficient de dilatation des phases CC noté α_{CC} vaut $14.10^{-6} \text{ K}^{-1}$ et celui de l'austénite noté α_{CFC} vaut $21.10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

$$\dot{\varepsilon}^{th}(T) = \left[(1 - z_\gamma) \alpha_{CC} + z_\gamma \alpha_{CFC} \right] \dot{T} + \dot{z}_\gamma (\varepsilon_\gamma^{th} - \varepsilon_{CC}^{th}) \quad (4.2)$$

où z_γ est la fraction volumique de la phase austénitique,
 ε_γ^{th} la dilatation thermique de la phase austénitique et
 ε_{CC}^{th} la dilatation thermique des phases CC.

4.1.2 Déformation plastique et viscoplastique

Dans l'équation (4.1), la décomposition additive de la déformation introduit une composante inélastique ε^p associée aux mécanismes de plasticité. Cette partie non réversible des déformations conduit à une dissipation de l'énergie qui, en soudage, est négligeable par rapport aux autres échanges d'énergie. Le caractère visqueux de ces mécanismes plastiques est incontestable compte tenu de la gamme de température vue par le matériau. Dans certaines situations, pour simplifier la description de la réponse inélastique, on peut utiliser une loi de comportement élastoplastique (plasticité qualifiée « d'instantanée » et indépendante de la vitesse de déformation). Pour notre étude, l'aspect multipasse avec des durées interpasses de plusieurs dizaines de minutes, va générer des phénomènes de relaxation et de redistribution des contraintes dans les pièces. On retient donc pour notre étude l'utilisation d'une loi d'écoulement viscoplastique pour décrire la contribution inélastique de la déformation. Ce choix nécessite de mettre en œuvre des essais mécaniques caractérisant la sensibilité de la réponse du matériau en relaxation et vis-à-vis de la vitesse de déformation.

4.1.3 Plasticité de transformation

La plasticité de transformation, notée ε^{PT} , est une déformation additionnelle apparaissant lorsqu'une contrainte est appliquée lors d'une transformation métallurgique. Deux mécanismes sont à l'origine de ce phénomène : le mécanisme de Greenwood-Johnson indiquant que la plasticité de transformation est affectée par l'orientation de la contrainte appliquée (Greenwood and Johnson, 1965). Le mécanisme de Magee se produisant lors de la transformation martensitique et dans une moindre mesure au cours de la transformation bainitique implique que sous l'effet d'une contrainte externe, les plaquettes de martensite nouvellement formées se développent avec des orientations préférentielles générant ainsi une plasticité de transformation (Magee and Paxton, 1966).

En traction uniaxiale et quel que soit le mécanisme mis en jeu, la plasticité de transformation peut être modélisée par l'équation (4.3) :

$$\dot{\varepsilon}_{zz}^{PT} = K^{PT} \frac{d\phi}{dz} \sigma_{zz} \dot{z} \quad (4.3)$$

avec K^{PT} le coefficient de plasticité de transformation,
 $\phi(z)$ une fonction normalisée ($\phi(0) = 0$ et $\phi(1) = 1$),
 z la fraction volumique de phase formée,
 σ_{zz} la contrainte appliquée.

Plusieurs auteurs ont proposé à partir de cette expression des formulations plus générales pouvant être utilisées pour des chargements tridimensionnels. Les différents modèles de plasticité de transformation ont notamment fait l'objet d'une étude plus précise dans les travaux de S. Petit-

Grostabussiat montrant les expressions associées à chaque modèle ainsi que leur domaine de validité (Petit-Grostabussiat, 2000). Les essais réalisés en amont de cette thèse pour l'identification du phénomène de plasticité de transformation étant réalisés sur la machine Gleeble la formulation définie par l'équation (4.3) a été retenue.

Il existe un autre phénomène à considérer lors d'une transformation de phase, il s'agit de la restauration éventuelle de l'écroissage. En effet, lors d'une transformation métallurgique, la restauration d'écroissage traduit le fait que la phase mère ne transmette pas la totalité de l'écroissage à la phase nouvellement formée. En général, selon le type de transformation, la transmission de l'écroissage peut être totale ou partielle. Pour les transformations avec diffusion, on peut supposer une restauration totale (disparition totale de l'écroissage) et pas de restauration dans le cas de la transformation martensitique (Bergheau, 2004). Toutefois, le phénomène n'ayant pas été quantifié dans cette étude, il ne sera pas pris en compte.

4.2 Programme expérimental

Le dispositif expérimental utilisé pour la caractérisation thermomécanique est également la machine Gleeble 3500 permettant une sollicitation mécanique à une température contrôlée. Les éprouvettes proviennent des plaques en acier 80HLES utilisées pour la caractérisation du comportement métallurgique dont le prélèvement est décrit au § 3.6. Comme indiqué dans le chapitre 3, cette nuance est susceptible lors d'une opération de soudage, de présenter plusieurs phases métallurgiques aux propriétés thermomécaniques différentes. Pour répondre aux exigences de la simulation numérique du soudage, le comportement des différentes phases du matériau a été caractérisé via des essais de traction isothermes pour une large gamme de température (de l'ambiante à 1250 °C). Suivant la température de caractérisation, il est nécessaire d'adapter la géométrie de l'éprouvette. Ainsi, pour les essais dont la température de caractérisation est inférieure à 400 °C, une éprouvette cylindrique avec rétreint a été utilisée afin de concentrer la déformation au centre de l'éprouvette, et de réduire le niveau d'effort atteint au cours de l'essai (Figure 4.1). Pour les essais dont la température est supérieure à 400 °C une éprouvette cylindrique de diamètre 10 mm a été utilisée. La zone centrale de

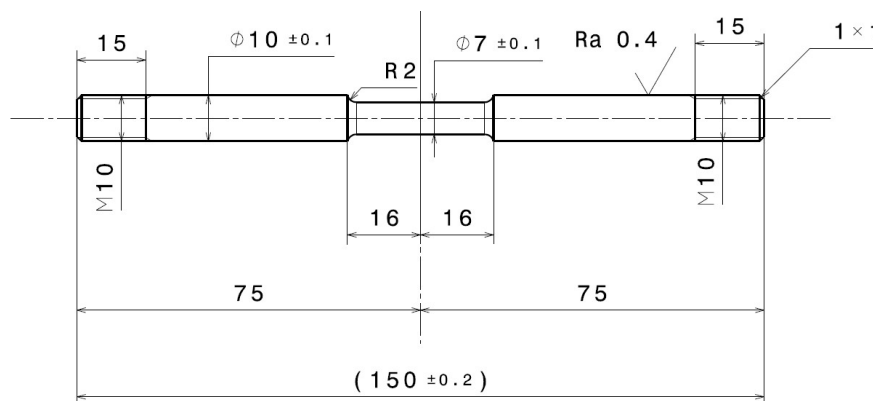


Figure 4.1 : Géométrie d'éprouvette avec rétreint (dimensions en mm)

l'éprouvette est instrumentée par trois thermocouples de type K et de diamètre 250 μm , soudés par décharge capacitive sur la surface de l'éprouvette. Le thermocouple central est utilisé par la machine pour le contrôle de la température. Les deux autres thermocouples sont placés de part et d'autre du thermocouple central distants de 4,5 mm et assurent le suivi du gradient thermique axial.

La mesure de la déformation orthoradiale est assurée par un extensomètre diamétral positionné au droit du thermocouple central. Une cellule de force de 100 kN permet d'enregistrer l'évolution de l'effort au cours de l'essai. Les sollicitations mécaniques sont pilotées par le déplacement du vérin et indépendamment des sollicitations thermiques. De plus, pour limiter le nombre d'essais et mettre en évidence les phénomènes associés à la viscosité du matériau, la vitesse de déformation varie au cours de l'essai. Les travaux présentés s'appuient sur des essais réalisés lors d'une étude antérieure puis complétés pour les besoins spécifiques de la thèse (Pénin et al., 2010b). L'objectif est de caractériser le comportement mécanique des quatre phases métallurgiques de l'acier 80HLES identifiées au chapitre 3. Les résultats obtenus sont présentés par quatre parties distinctes. La première partie présente les essais mécaniques réalisés sur le métal de base avant la transformation de phase au chauffage. La deuxième partie concerne la caractérisation de la phase austénitique au chauffage et au refroidissement. Les phases bainitique et martensitique obtenues lors du refroidissement sont caractérisées dans la troisième partie. Enfin, la quatrième partie décrit les essais réalisés dans le but de quantifier la plasticité de transformation au refroidissement.

4.3 Comportement du métal de base

La microstructure initiale du matériau (appelée dans cette étude métal de base) est de type martensitique revenue. Le comportement mécanique a été caractérisé via des essais de traction uniaxiale isothermes de la température ambiante jusqu'à $A_{c1} - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$. La plage de température comprise entre A_{c1} et A_{c3} dans laquelle s'opère la transformation du métal de base en austénite n'a pas été étudiée étant donné la nature biphasée du matériau.

L'essai à température ambiante a été effectué sur une machine de traction-compression Instron de 500 kN. Les déformations ont été mesurées par un extensomètre biaxial, et la force par une cellule de 100 kN. Cet essai permet d'obtenir le module d'Young, le coefficient de Poisson ainsi que la limite d'élasticité.

Plusieurs essais sur la machine Gleeble ont été réalisés aux températures suivantes : 250, 400, 600, 660 $^{\circ}\text{C}$. Le chargement imposé est composé d'une étape de chauffe à force nulle, suivie par un palier pour atteindre un régime thermique établi d'une durée de 60 s également à force nulle. Le chargement mécanique est décomposé en quatre phases de traction avec des vitesses de déformation différentes entrecoupées d'une période de maintien en position du vérin, qui produit une relaxation de la contrainte.

Enfin, le refroidissement, à force nulle, est non contrôlé et s'effectue principalement par rayonnement et conduction (les phénomènes de convection sont limités car les essais sont conduits sous vide

secondaire). La plupart des essais ont été doublés afin de tester la reproductibilité des résultats. Le dépouillement des essais consiste à calculer la contrainte axiale donnée par l'équation (4.4) et la déformation orthoradiale donnée par l'équation (4.5).

$$\sigma_{zz} = \frac{4F}{\pi d^2} \quad (4.4)$$

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \ln \frac{d}{d_0} \quad (4.5)$$

Avec F la force de traction,
 d le diamètre de l'éprouvette à l'instant t et
 d_0 le diamètre initial (à la température de caractérisation de l'essai).

Les résultats obtenus sont tracés dans la Figure 4.2. Pour rappel, la traction de l'éprouvette est effectuée selon l'axe z et génère une déformation orthoradiale négative.

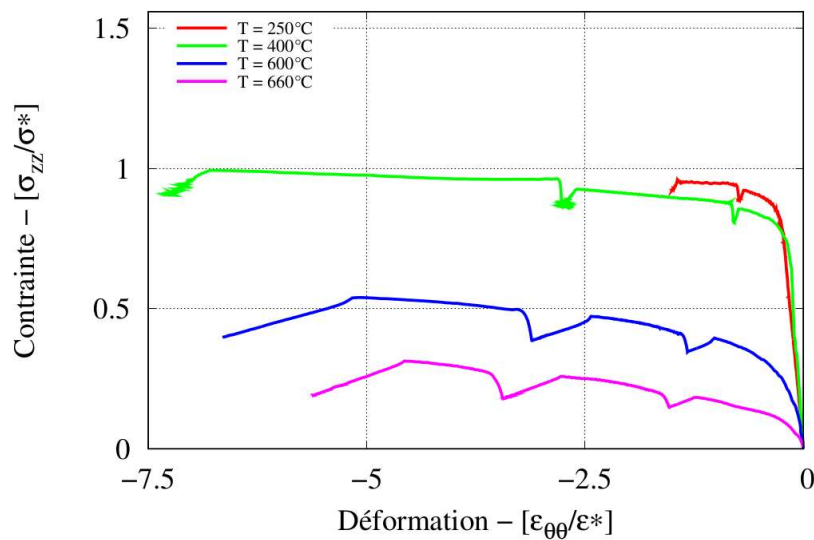


Figure 4.2 : Réponse mécanique du métal de base en traction uniaxiale entre 250 et 660°C

4.4 Comportement de la phase austénitique

La caractérisation de la phase austénitique nécessite de chauffer l'éprouvette et d'atteindre une température supérieure à A_{c3} . Pour les essais de caractérisation de l'austénite au chauffage, les chargements thermique (Figure 4.3) et mécanique (Figure 4.4) sont similaires aux chargements utilisés pour les essais de caractérisation du métal de base. Les températures de caractérisation retenues sont les suivantes : 850, 975, 1125, 1250 °C. Les essais de dilatométrie libre présentés dans le chapitre 3 ont montré que le domaine d'existence de l'austénite est plus étendu lors du refroidissement. En effet la température de début de transformation austénitique au chauffage ($A_{c1} = 680$ °C) est supérieure à la température de début de transformation bainitique au refroidissement ($B_s = 600$ °C). Le comportement de l'austénite lors du refroidissement a donc été caractérisé pour des températures supérieures et inférieures à A_{c1} (de 560 °C à 975 °C). La caractérisation de l'austénite au refroidissement implique que l'éprouvette doit subir des conditions d'austénitisation maîtrisées. Pour cela, les conditions d'austénitisation représentatives des deux zones extrêmes de la ZAT déterminées dans le chapitre 3 ont été retenues. Ces essais serviront à quantifier l'influence des conditions d'austénitisation (relatives à la taille de grains) sur les propriétés mécaniques du matériau.

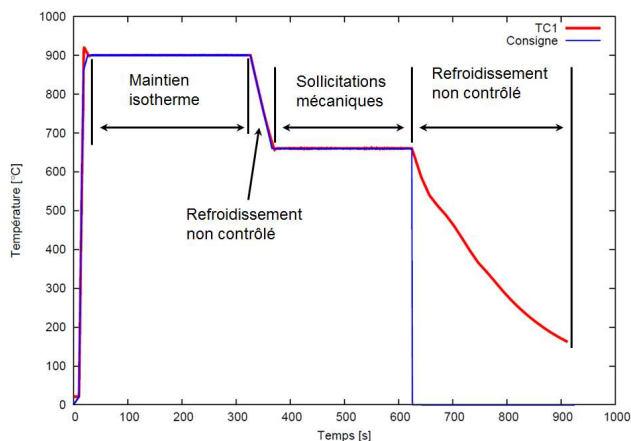


Figure 4.3 : Cycle thermique d'un essai de caractérisation de l'austénite à 660 °C

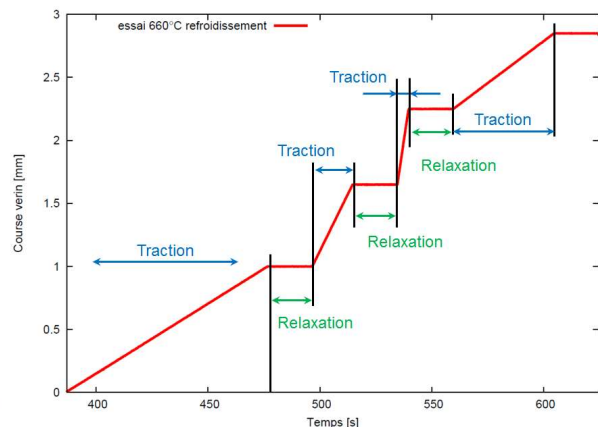


Figure 4.4 : Chargement mécanique d'un essai de caractérisation de l'austénite à 660 °C

Le dépouillement des essais est effectué via la méthode décrite précédemment. L'ensemble des courbes de traction obtenues est présenté en Figure 4.5. Certains résultats spécifiques sont développés dans la suite de ce chapitre.

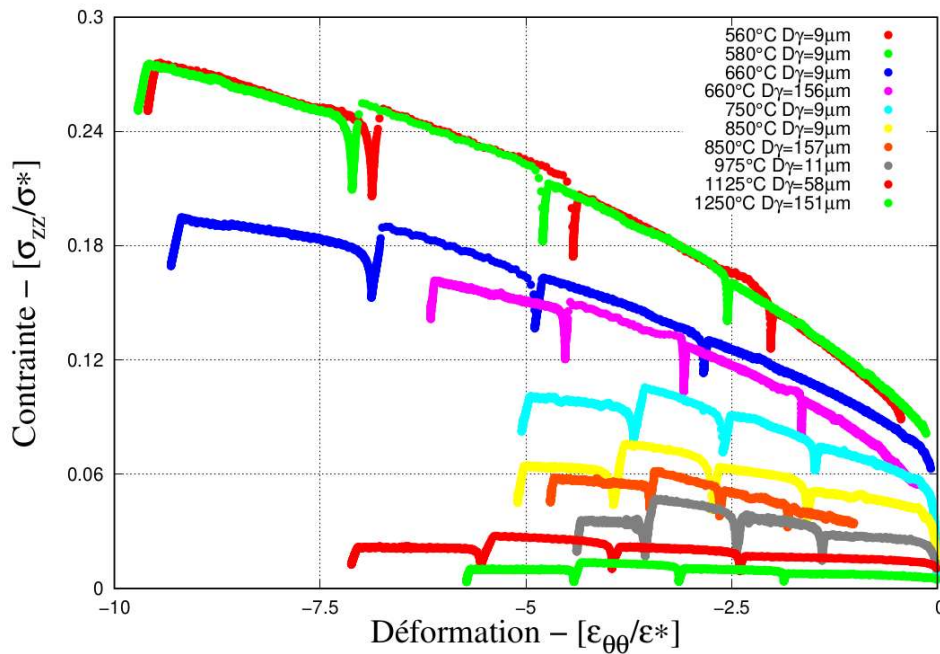


Figure 4.5 : Réponses mécaniques de l'austénite en traction uniaxiale entre 560 et 1250 °C

4.4.1 Comportement de la phase austénitique au chauffage et au refroidissement

La Figure 4.6 présente les réponses mécaniques de deux essais de caractérisation de l'austénite à 850 °C au chauffage et au refroidissement. Les conditions d'austénitisation des deux essais donnent des tailles de grains respectivement de 6 μm et 9 μm pour l'essai au chauffage et au refroidissement. Le chargement mécanique de ces deux essais (pilotage vérin) est identique. Avec une taille de grains quasi-identique, l'observation des courbes montre que les réponses de l'austénite pour des températures supérieures à A_{c1} sont proches que ce soit au chauffage ou au refroidissement.

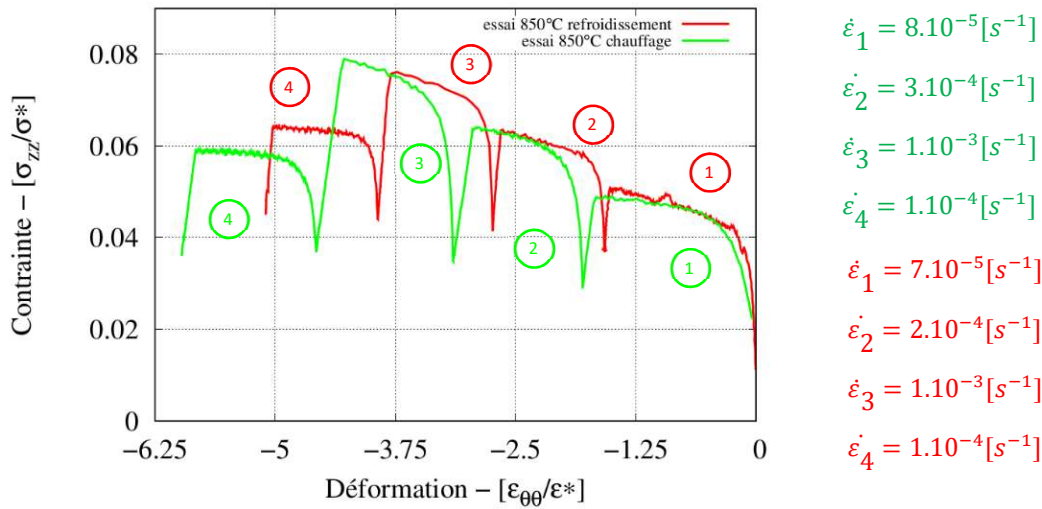


Figure 4.6 : Comparaison du comportement de l'austénite à 850 °C au chauffage et au refroidissement – $V_{chauffe} = 100 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Les résultats d'essais de caractérisation du matériau pour une température de 660 °C ($Ac_1 - 50 \text{ } ^\circ\text{C}$) sont présentés dans la Figure 4.7. Dans cette figure on compare le comportement mécanique du métal de base au chauffage avec celui de l'austénite au refroidissement. Bien que le chargement mécanique soit identique, les réponses sont très différentes d'un essai à l'autre. Cette différence est principalement due au fait qu'à 660 °C les phases métallurgiques sont différentes, avec une structure cubique centrée pour le métal de base et cubique à faces centrées pour l'austénite. Cette structure cristallographique différente provoque une modification significative du comportement mécanique du matériau. Cet aspect sera pris en compte lors de la modélisation du comportement thermomécanique de l'austénite dans la simulation du soudage.

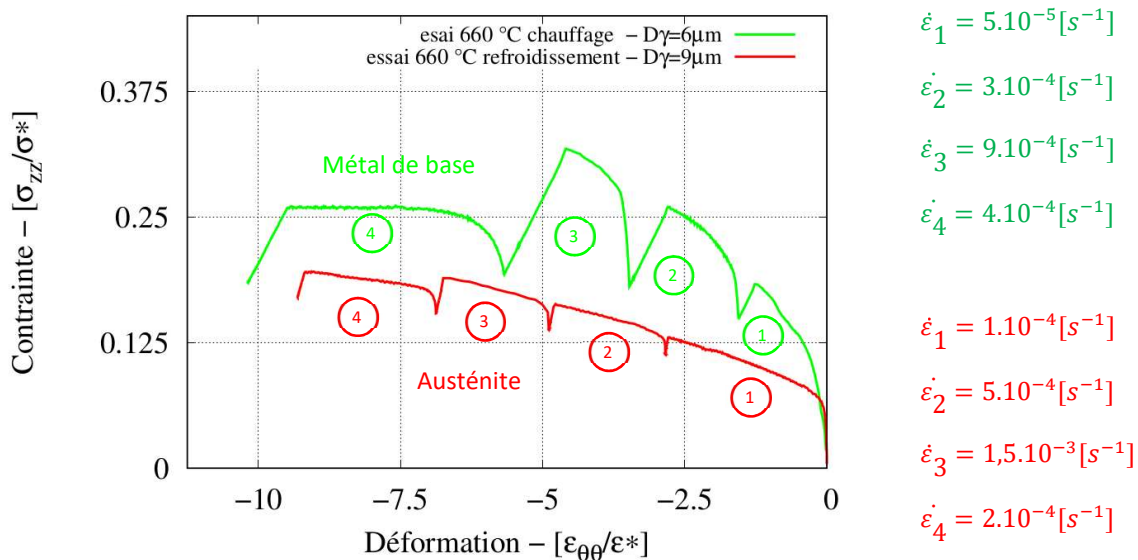


Figure 4.7 : Comparaison du comportement de l'acier 80HLES à 660 °C au chauffage et au refroidissement

4.4.2 Condition d'austénitisation et comportement mécanique

Les résultats présentés en Figure 4.8 montrent l'influence de la taille des grains sur la réponse en contrainte de l'austénite pour une température de 850 °C. L'austénite est caractérisée au refroidissement après avoir subi des conditions d'austénitisation permettant d'obtenir une taille de grains représentative des zones de la ZAT. Pour être représentative de la zone à gros grains, la taille moyenne visée devait être proche de 136 μm . Les conditions expérimentales des essais ont conduit à l'obtention d'une taille de grains plus élevée (estimée à 156 μm). Le début de la courbe contrainte-déformation n'est pas tracé car la première traction a débuté en cours de refroidissement quand la température était supérieure à 850 °C. Néanmoins ces essais permettent d'observer que la taille de grains a une influence notable sur les propriétés mécaniques de l'austénite. L'augmentation de la taille de grains entraîne une diminution de la limite d'élasticité et une contrainte d'écoulement plus faible de 15 à 25% environ au cours de la déformation. Ces résultats sont en accord avec de nombreux travaux effectués sur ce phénomène que l'on peut décrire par la loi de Hall-Petch (Jaoul, 2008).

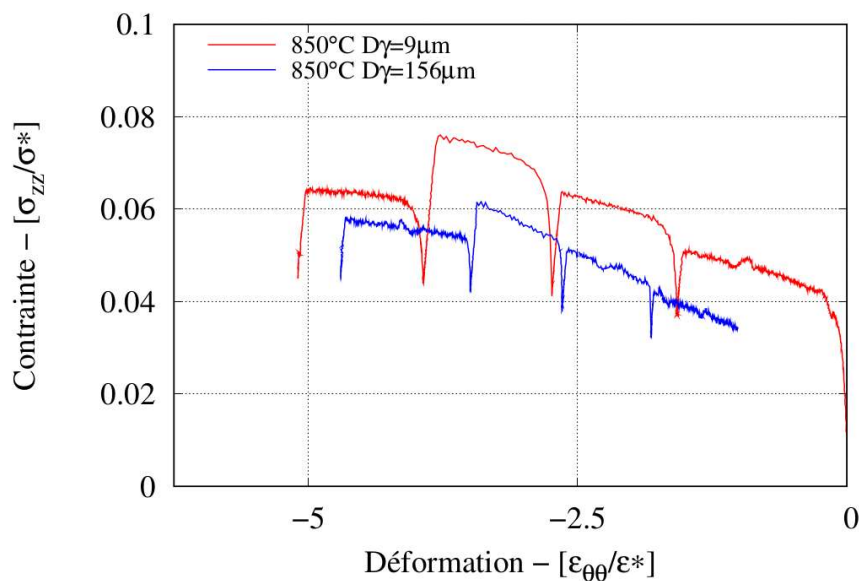


Figure 4.8 : Influence de la taille de grains sur la réponse mécanique de l'austénite en traction à 850 °C

4.5 Comportement des phases bainitique et martensitique

La caractérisation thermo-métallurgique a permis de montrer l'existence de deux phases obtenues par transformation de l'austénite lors du refroidissement. Avec la machine Gleeble il est possible de former dans la zone centrale de l'éprouvette des microstructures monophasées constituées de bainite ou de martensite. Ceci va nous permettre de caractériser leurs propriétés mécaniques intrinsèques par des essais spécifiques. Ces essais consistent dans un premier temps à former la phase désirée via un cycle thermique adéquat puis dans un second temps à solliciter mécaniquement ce matériau.

Concernant la caractérisation de la bainite, le cycle thermique comprend une austénitisation à 900 °C pendant 300 s permettant d'obtenir une taille de grains austénitiques représentative de la ZAT à grains fins. C'est la partie de la ZAT où risque d'apparaître les plus grandes fractions volumiques de cette phase. Un refroidissement contrôlé dont la vitesse est inférieure à la vitesse critique de trempe bainitique est effectué jusqu'à $B_s - 200$ °C. Cette température, choisie suite à l'analyse de courbes dilatométriques assure la présence d'une microstructure bainitique ou quasi-bainitique dans la zone utile de l'éprouvette. Après un « réchauffage » à la température de caractérisation, suivi d'une durée de maintien permettant d'atteindre un régime établi dans l'éprouvette, le chargement mécanique est appliqué. Ce chargement thermique a été reproduit sur une éprouvette sans sollicitation mécanique pour une analyse micrographique et des mesures de dureté Hv10. Les résultats obtenus sont cohérents avec ceux de l'analyse thermo-métallurgique du chapitre 3. La révélation de la phase en présence a été réalisée à l'aide d'une attaque chimique. Le réactif utilisé est le Nital (3%), la durée de l'attaque est de 40 s. On observe la présence d'une phase bainitique granulaire dont la dureté moyenne est de 261 Hv10 (cf. Figure 4.9).

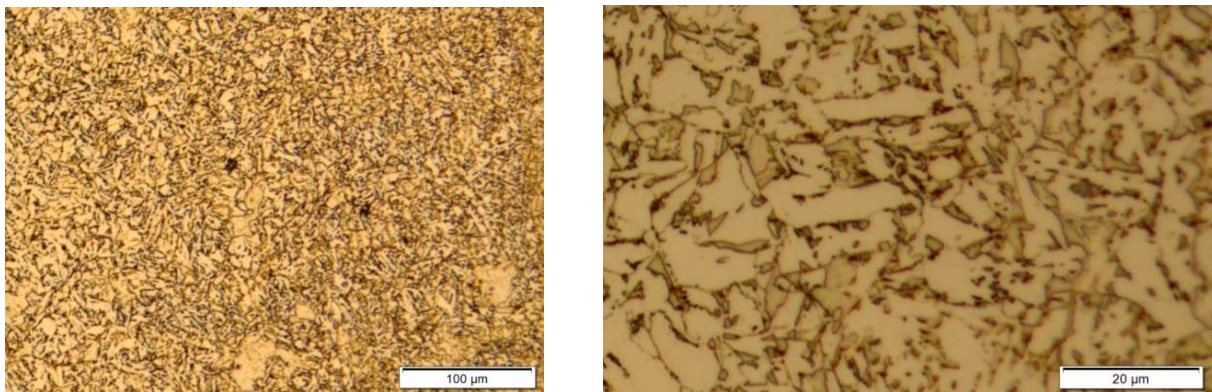


Figure 4.9 : Micrographie de la bainite en vue de la caractérisation thermomécanique – éprouvette avec chargement thermique uniquement (austénitisation 900 °C, 300 s – refroidissement jusqu'à $B_s - 200$ °C)

La phase bainitique a été caractérisée pour les températures de 400, 550 et 660 °C, les résultats sont tracés à la Figure 4.10.

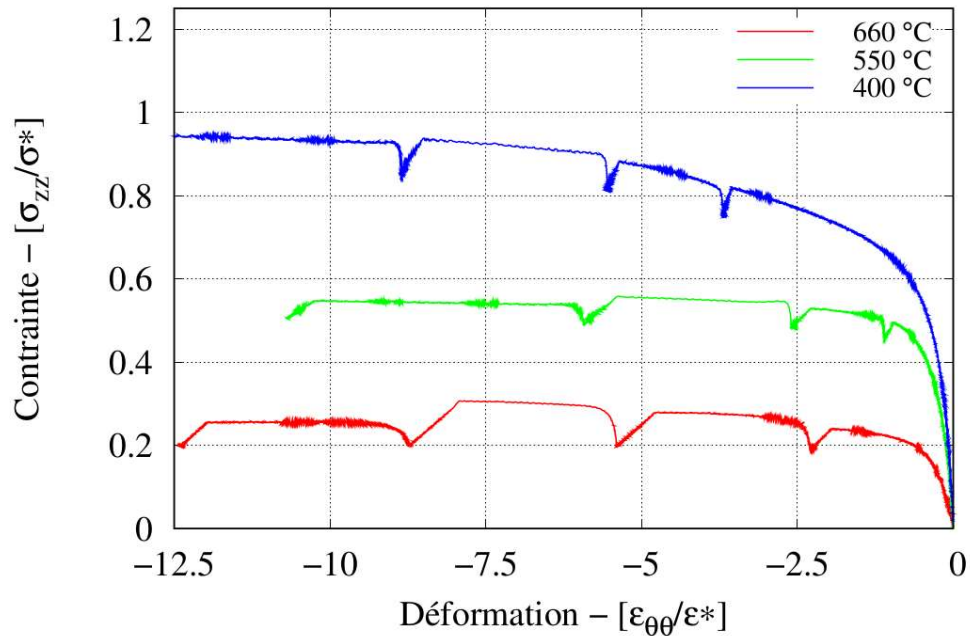


Figure 4.10 : Réponse mécanique de la bainite en traction entre 400 et 660 °C

De la même manière, pour la caractérisation de la phase martensitique, le cycle thermique comprend une austénitisation à 900 °C pendant 300 s évitant ainsi d'accroître la taille des grains et une éventuelle influence sur le comportement mécanique. Pour obtenir une microstructure quasi-martensitique, il est nécessaire de refroidir la zone utile de l'éprouvette à une vitesse supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique. Le refroidissement libre de l'éprouvette n'étant pas suffisant pour atteindre cette vitesse critique, il a été décidé de réaliser une trempe à l'hélium. La machine Gleeble possède un module de trempe par gaz ou eau. Contrairement à une trempe à l'eau, la trempe à l'hélium permet de mieux contrôler la vitesse de refroidissement tout en préservant l'éprouvette de l'oxydation. La trempe est réalisée à l'aide de diffuseurs montés dans l'enceinte de la machine permettant d'obtenir un refroidissement homogène sur la zone utile de l'éprouvette. Le cycle thermique subi par l'éprouvette et la consigne de température sont tracés dans la Figure 4.11.

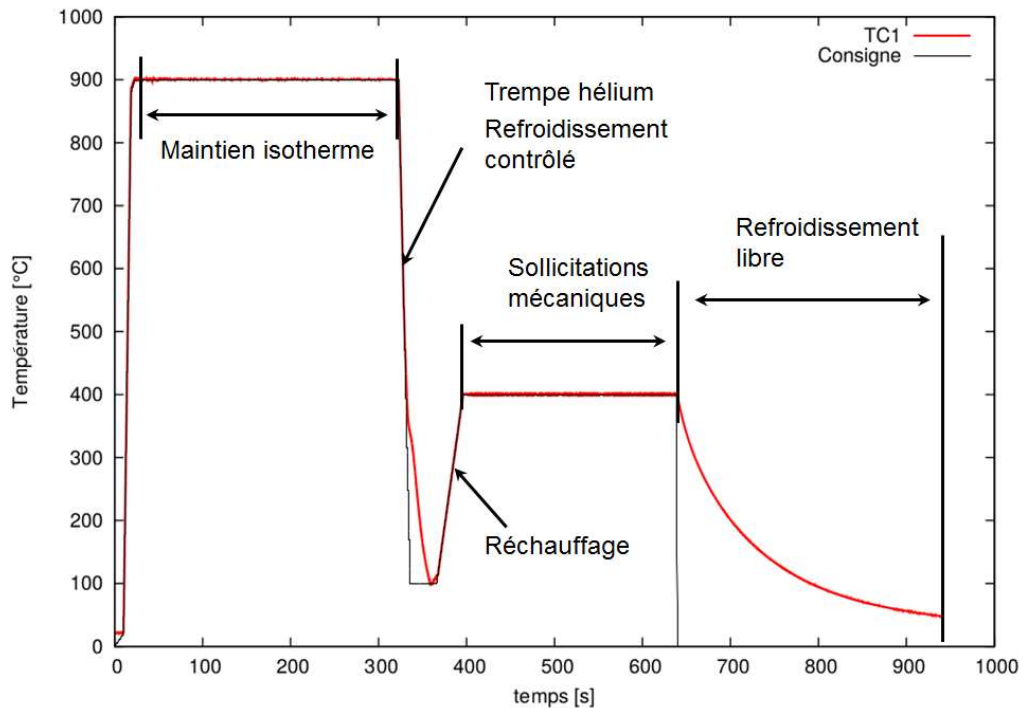


Figure 4.11 : Cycle thermique d'un essai de caractérisation de la martensite à 400 °C

On remarque que la vitesse de refroidissement respecte la consigne jusqu'à $M_s - 50$ °C. En-deçà de cette température, la vitesse de refroidissement diminue avec des conséquences négligeables sur la microstructure obtenue. L'analyse métallurgique d'un essai où seul le cycle thermique a été appliqué a permis de valider cette hypothèse, les résultats sont présentés en Figure 4.12. La révélation de la phase en présence a été réalisée à l'aide d'une attaque chimique. Le réactif utilisé est le Nital (3%), la durée de l'attaque est de 40 s. On observe la présence d'une phase martensitique (structure aciculaire caractéristique), la dureté moyenne mesurée est de 410 Hv10.

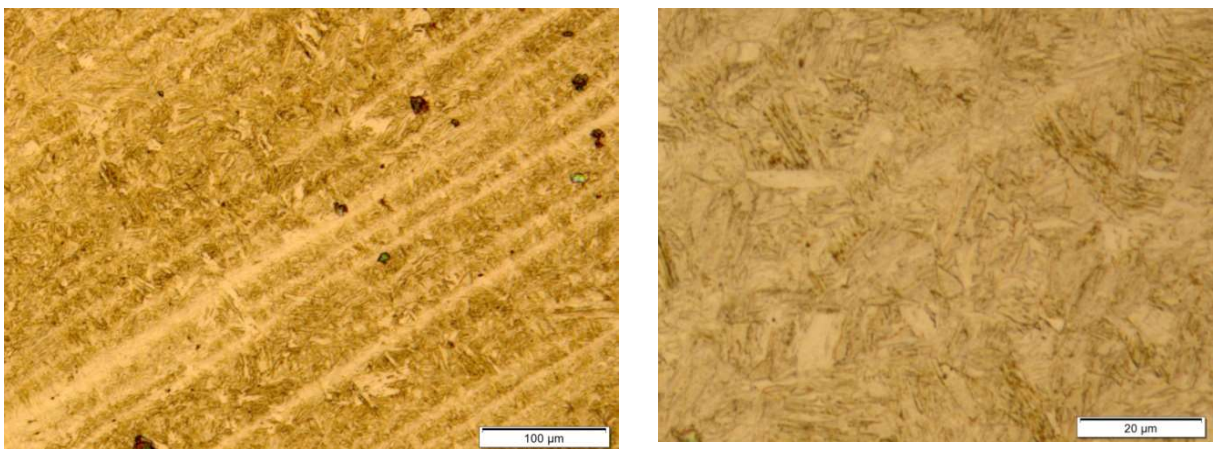


Figure 4.12 : Micrographie de la martensite en vue de sa caractérisation thermomécanique – éprouvette avec chargement thermique uniquement (austénitisation 900 °C, 300 s – trempe rapide à l'hélium)

La phase martensitique a été caractérisée pour les températures de 300, 400 et 550 °C. Les résultats obtenus sont présentés dans la Figure 4.13. Les niveaux de déformation atteints lors des essais, indiquent que la martensite nouvellement formée est assez ductile.

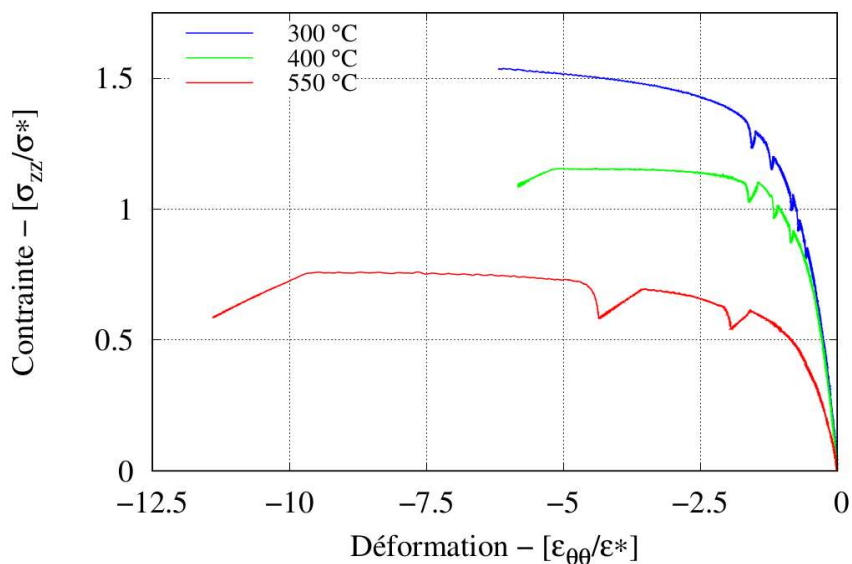


Figure 4.13 : Réponse mécanique de la martensite en traction entre 300 °C et 550 °C

La Figure 4.14 présente la réponse mécanique de chaque phase à 550 °C. Cette figure montre clairement que pour une même température le matériau peut avoir un comportement mécanique très différent.

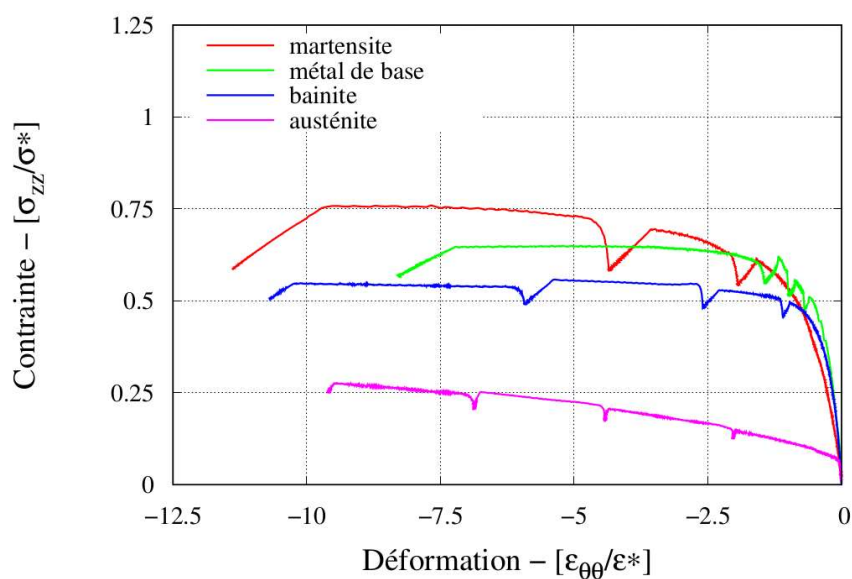


Figure 4.14 : Comportement mécanique des différentes phases pour $T=550$ °C et $T=560$ °C pour la phase austénitique

On observe une grande différence entre le comportement de la phase austénitique (structure CFC) et celui du métal de base, de la bainite et de la martensite (structure quasi-CC). Appliqué au cas du soudage, cela revient à dire que le comportement local de l'acier 80HLES est très différent suivant l'histoire thermique subie. Il est donc essentiel de prendre en compte cet aspect lors de la prédiction des contraintes résiduelles par calcul éléments finis.

4.6 Identification des coefficients du modèle de comportement mécanique

Les équations (4.6) et (4.7) forment le modèle élastoviscoplastique retenu pour décrire le comportement du matériau dans une situation de traction uniaxiale. Dans la loi d'écoulement viscoplastique (4.6), la sensibilité à la vitesse de déformation est décrite par une loi puissance (exposant n). Pour l'écrouissage, on introduit à ce stade une variable d'écrouissage isotrope (R) car les essais réalisés ne permettent pas de distinguer la nature cinématique et/ou isotrope de l'écrouissage. La loi retenue est sous une forme intégrée avec un terme exponentiel qui sature l'écrouissage du métal ($b \geq 0$) selon le modèle de Voce. Dans l'équation (4.7), p est la déformation plastique cumulée. L'exposant β prend une valeur de 1 pour la phase CFC et $\frac{1}{2}$ pour les phases CC. Pour la modélisation de la phase austénitique un paramètre supplémentaire (nommé k_{HP}) est ajouté via l'équation (4.8). Ce paramètre permet de prendre en compte l'effet de la taille de grains sur le comportement mécanique de l'austénite mis en évidence au § 4.4.2. Ce modèle est constitué d'équations comportant un certain nombre de paramètres dépendant de la température. L'identification des paramètres est effectuée à l'aide du logiciel SiDoLo.

$$\dot{\varepsilon}^p = \text{sign}(\sigma) \left(\frac{|\sigma| - R}{K(T)} \right)^{n(T)} \quad \text{si } |\sigma| > R \quad (4.6)$$

$$R = \sigma_y(T, D_\gamma) + Q(T) [1 - \exp(-b(T) \cdot p)]^\beta \quad (4.7)$$

$$\sigma_y(T, D_\gamma) = \sigma_0(T) + \frac{k_{HP}(T)}{\sqrt{D_\gamma}} \quad (4.8)$$

4.7 Résultats de l'identification

L'identification des coefficients du modèle, à savoir : E , ν , σ_y , Q , b , K , n , et k_{HP} (pour la phase austénitique uniquement) est effectuée à partir des essais de tractions isothermes décrits précédemment. L'identification conduit donc pour chaque phase à l'obtention d'un jeu de coefficients pour chaque température de caractérisation.

Pour le métal de base, les coefficients du modèle obtenus sont donnés dans le Tableau 4.1. La Figure 4.15 présente la comparaison entre les expériences et le modèle pour les différentes températures de caractérisation.

Température [°C]	250	400	600	660
E [GPa]	<i>CONFIDENTIEL</i>			
ν [-]				
σ_y [MPa]				
Q [MPa]				
b [-]				
K [MPa.s ^{1/n}]				
n [-]				

Tableau 4.1 : Paramètres du modèle pour la phase correspondant au métal de base - $\beta = \frac{1}{2}$

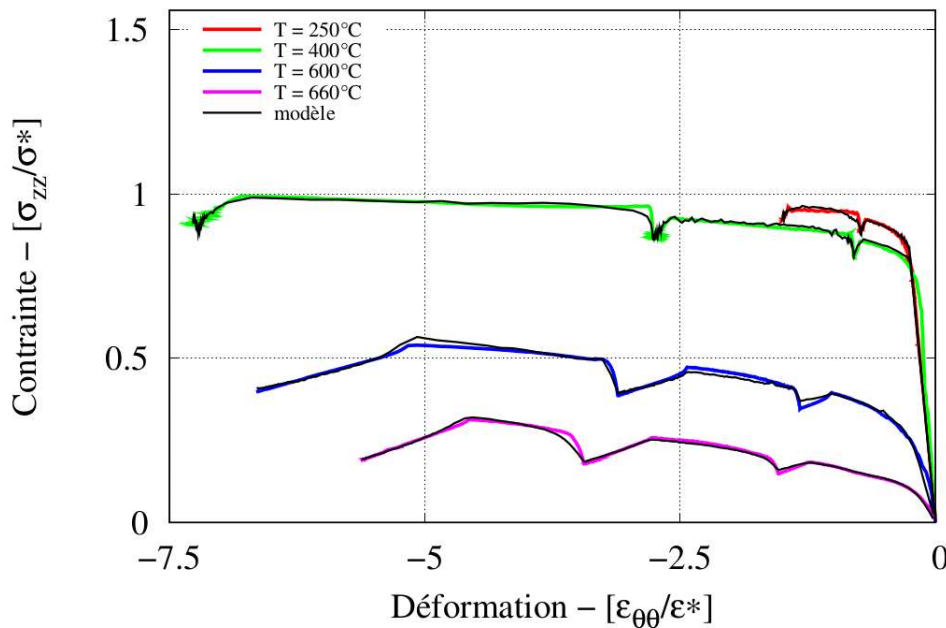


Figure 4.15 : Comparaison modèle - expériences pour le métal de base

Pour cette phase, le modèle décrit correctement les essais sur l'ensemble des températures testées. L'estimation de la limite d'élasticité et du module d'Young s'avère assez délicate, en effet le niveau de précision de l'extensomètre utilisé n'est pas optimal lorsque les déformations sont très faibles.

Pour la phase austénitique, le nombre d'essais disponibles pour l'identification étant nettement plus important, l'obtention d'un jeu de paramètres par température de caractérisation et pour les différentes tailles de grains testées est complexe. Afin de faciliter l'identification, quatre températures sont retenues pour l'identification des paramètres conduisant à quatre jeux de coefficients permettant de décrire le comportement de l'austénite sur l'ensemble de la gamme de température testée. Comme indiqué sur la Figure 4.16, les températures T_1 et T_4 représentent les bornes inférieure et supérieure fixées lors de l'identification. Elles correspondent respectivement à la température de caractérisation de l'austénite la plus basse (560 °C) et la plus élevée (1250 °C). Les valeurs T_2 et T_3 sont des températures pivots laissées libres et déterminées par le logiciel lors de l'identification. Les valeurs des quatre températures sont contraintes par la condition suivante : $T_1 < T_2 < T_3 < T_4$. Dans la phase d'identification, la valeur des coefficients est obtenue par interpolation linéaire entre les températures. La Figure 4.17 illustre la comparaison modèle – expérience sur l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation orthoradiale pour une température de 850 °C et pour deux tailles de grains austénitiques différentes.

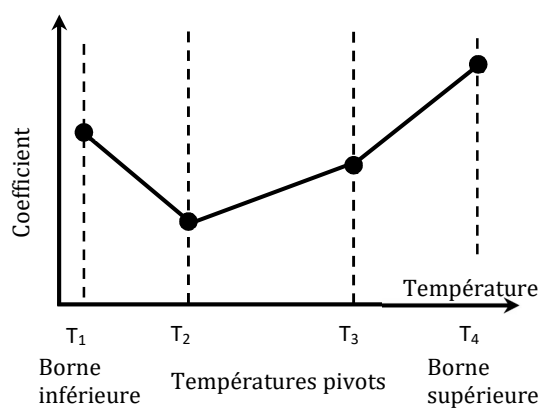


Figure 4.16 : Paramétrage des valeurs d'un coefficient en fonction de la température

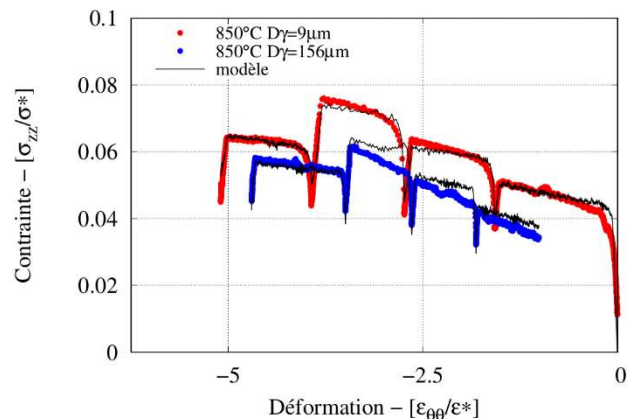


Figure 4.17 : Comparaison modèle - expérience pour la phase austénitique à 850 °C

Les valeurs des coefficients obtenues sont données dans le Tableau 4.2. La comparaison entre le modèle et les expériences sur l'ensemble de la gamme de température de caractérisation de l'austénite est présentée en Figure 4.18.

Température [°C]	560	840	975	1250
E [GPa]	CONFIDENTIEL			
ν [-]				
σ_y [MPa]				
\bar{Q} [MPa]				
b [-]				
K [MPa.s ^{1/n}]				
n [-]				
k_{HP} [MPa]				

Tableau 4.2 : paramètres du modèle pour la phase austénitique - $\beta = 1$

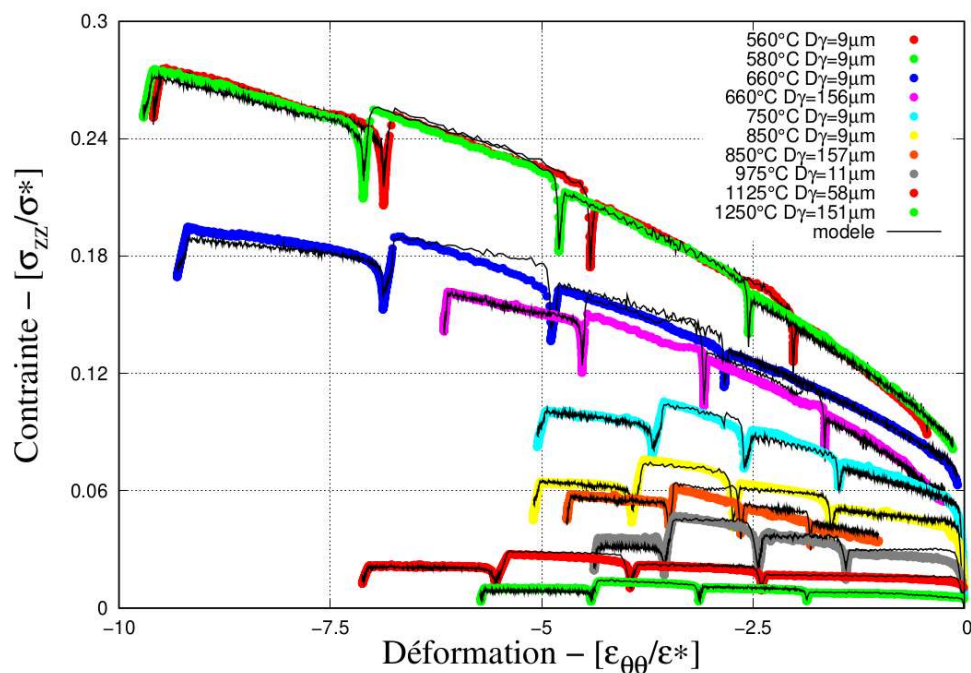


Figure 4.18 : Comparaison modèle-expériences pour le comportement mécanique de la phase austénitique entre 560°C et 1250°C

Pour l'ensemble de ces essais, le modèle permet de reproduire de manière satisfaisante l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation orthoradiale. L'utilisation de températures pivots pour l'identification permet de décrire le comportement mécanique de la phase austénitique sur une large gamme de température avec un nombre de jeux de coefficients isothermes réduits.

Globalement, le modèle EVP identifié permet de décrire correctement les données expérimentales. Grâce à l'identification du coefficient supplémentaire k_{HP} il sera possible de prendre en compte l'effet de la taille de grains sur le comportement austénitique et de l'intégrer au sein d'une simulation numérique. La méthode suivie pour l'identification de la phase bainitique et martensitique est similaire à celle utilisée pour le métal de base. Un jeu de coefficients est identifié pour chaque température de caractérisation. Les valeurs des coefficients du modèle sont fournies par le Tableau 4.3 (pour la bainite) et le Tableau 4.4 (pour la martensite). La comparaison entre le modèle et les essais est donnée respectivement Figure 4.19 pour la bainite et Figure 4.20 pour la martensite.

Température [°C]	400	550	660
E [GPa]	CONFIDENTIEL		
ν [-]			
σ_y [MPa]			
Q [MPa]			
b [-]			
K [MPa.s ^{1/n}]			
n [-]			

Tableau 4.3 : Paramètres du modèle EVP pour la phase bainitique - $\beta = 1/2$

Température [°C]	400	550	660
E [GPa]	<i>CONFIDENTIEL</i>		
ν [-]			
σ_y [MPa]			
Q [MPa]			
b [-]			
K [MPa.s ^{1/n}]			
n [-]			

Tableau 4.4 : Paramètres du modèle EVP pour la phase martensitique - $\beta = 1/2$

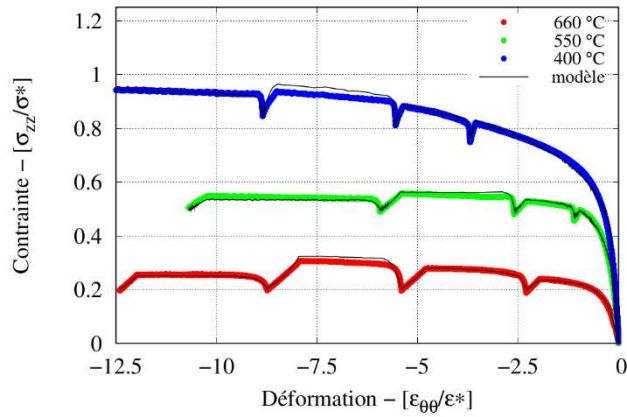


Figure 4.19 : Comparaison modèle-essais pour la phase bainitique

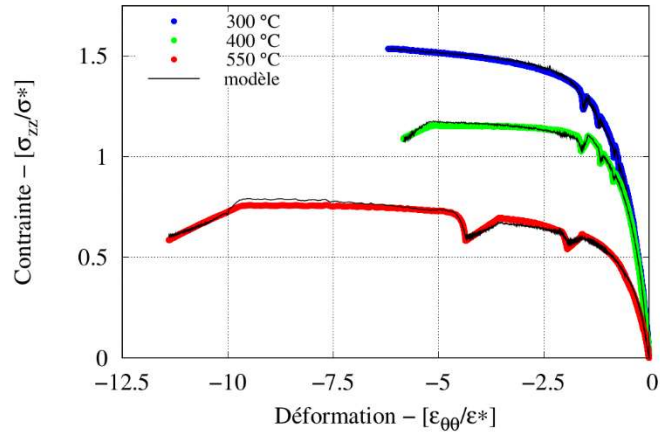


Figure 4.20 : Comparaison modèle - expérience pour la phase martensitique

Pour ces deux phases, les modèles permettent de reproduire de manière satisfaisante l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation orthoradiale.

4.8 Essais de dilatométrie sous contrainte

Le phénomène de plasticité de transformation est un mode de déformation spécifique se produisant lors d'un changement de phase sous contrainte mécanique inférieure à la limite d'élasticité de la phase mère. Les essais réalisés pour quantifier ce phénomène consistent à appliquer une contrainte constante pendant la transformation de phase. La déformation après la transformation de phase sous contrainte est ensuite comparée à celle d'un essai de dilatométrie libre. La modélisation de la plasticité de transformation en traction uniaxiale peut être exprimée par l'équation (4.9) :

$$\varepsilon_{zz}^{PT} = K^{PT} \phi'(z) \sigma_{zz} \dot{z} \quad (4.9)$$

Avec K^{PT} le coefficient de plasticité de transformation,
 $\phi(z)$ une fonction normalisée ($\phi(0) = 0$ et $\phi(1) = 1$),
 z la fraction volumique de phase formée,
 σ_{zz} la contrainte appliquée.

Sous une contrainte constante, l'intégration de l'équation (4.9) conduit à l'équation (4.10) où $\phi(z) = 1$ lorsque la transformation de phase est complète, permettant d'estimer de manière simple le coefficient K^{PT} .

$$\varepsilon_{zz}^{PT} = K^{PT} \phi(z) \sigma_{zz} \quad (4.10)$$

Pour les essais réalisés, la déformation a été mesurée à l'aide d'un extensomètre diamétral. La relation entre déformation diamétrale et déformation axiale est donnée par l'équation (4.11) à partir de l'hypothèse d'isotropie ($\varepsilon_{\theta\theta}^{PT} = \varepsilon_{rr}^{PT}$) et d'isochorie ($\text{Tr}(\underline{\varepsilon}^{PT}) = 0$) de la composante plastique.

$$\varepsilon_{\theta\theta}^{PT} = -\frac{1}{2} \varepsilon_{zz}^{PT} \quad (4.11)$$

Le cycle thermique imposé aux éprouvettes comprend un chauffage au-dessus de Ac3 puis un maintien pendant 60s. Au cours du refroidissement, avant le début de la transformation une force générant une contrainte est appliquée. Pour limiter le nombre d'essais, une même éprouvette est utilisée pour différents niveaux de contrainte appliqués par ordre croissant puis un dernier cycle est mené à contrainte nulle afin de vérifier que la courbe de dilatométrie libre (obtenue dans les mêmes conditions opératoires) n'est pas modifiée.

4.8.1 Plasticité de transformation au refroidissement

Programme expérimental

Pour l'étude de la plasticité de transformation associée à la transformation de l'austénite vers la bainite, la température d'austénitisation est de 900 °C, l'effort est appliqué entre 550 °C et 368 °C, la vitesse de refroidissement contrôlée est de 3 °C.s⁻¹ avant la transformation puis laissée libre jusqu'à la fin de l'essai. Trois niveaux de contrainte ont été testés pour le premier essai : 30, 60 et 80 MPa. Pour le second essai, les niveaux étaient de 30 (essai doublé pour la répétabilité), 50 et 70 MPa. Les courbes de dilatométries obtenues ainsi que la courbe de dilatométrie libre (présentées Figure 4.21) ont permis de quantifier le phénomène de plasticité de transformation. Pour mieux interpréter ce phénomène, le signal dilatométrique a été translaté par un offset sur les déformations pour que les courbes soient confondues pour $T = 600$ °C. Pour des températures supérieures à 600 °C la reproductibilité est bonne, laissant supposer des états austénitiques proches entre les cycles. Lors de ces essais, la transformation bainitique n'est pas complète puisqu'il est possible d'observer l'apparition d'une transformation martensitique vers 370 °C. Cet aspect sera à prendre en compte lors de l'estimation du coefficient de plasticité de transformation.

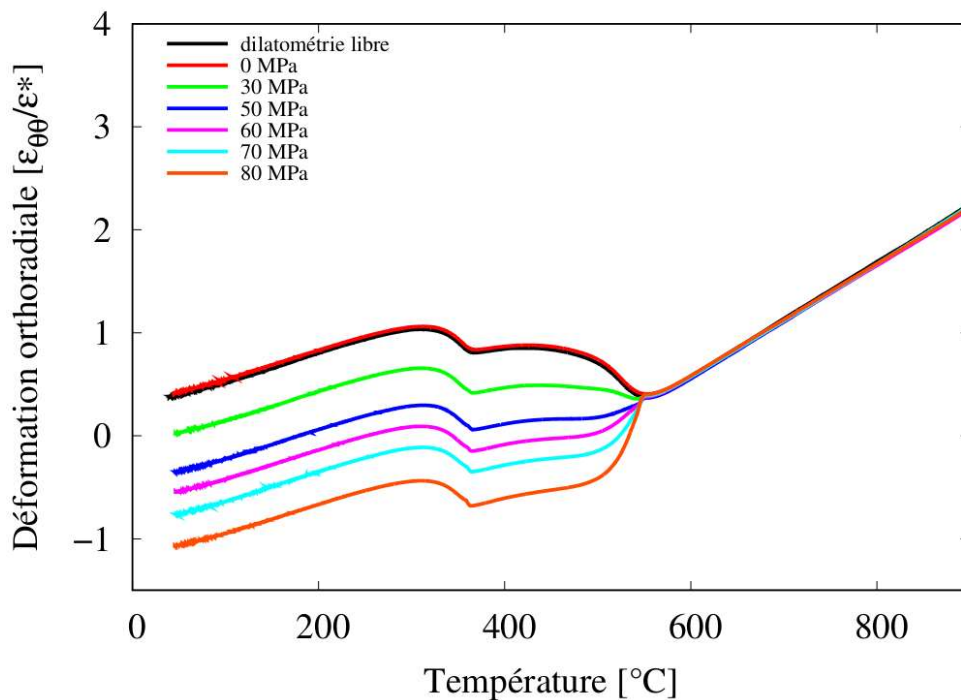


Figure 4.21 : Résultats des essais de dilatométrie sous contrainte

Pour la phase martensitique, la procédure utilisée est similaire à celle décrite précédemment, la température d'austénitisation est de 1200 °C, l'effort est appliqué entre 437 °C et 320 °C, la vitesse de refroidissement contrôlée est de 2.5 °C.s⁻¹ avant la transformation puis laissée libre jusqu'à la fin de l'essai. Trois niveaux de contrainte ont été testés pour le premier essai : 29, 44 et 75 MPa. Pour le

second essai, trois niveaux de contraintes de 29 (essai doublé pour la répétabilité), 57 et 87 MPa ont été considérés.

De la même manière, les courbes sont recalées pour $T = 600^\circ\text{C}$ (Figure 4.22). Ici aussi, pour une température supérieure à 450°C , les allures des courbes sont proches les unes des autres. On remarque également que l'application d'une contrainte pendant la transformation modifie la réponse en déformation au cours de la transformation. Pour ces essais une seule transformation de phase est observée.

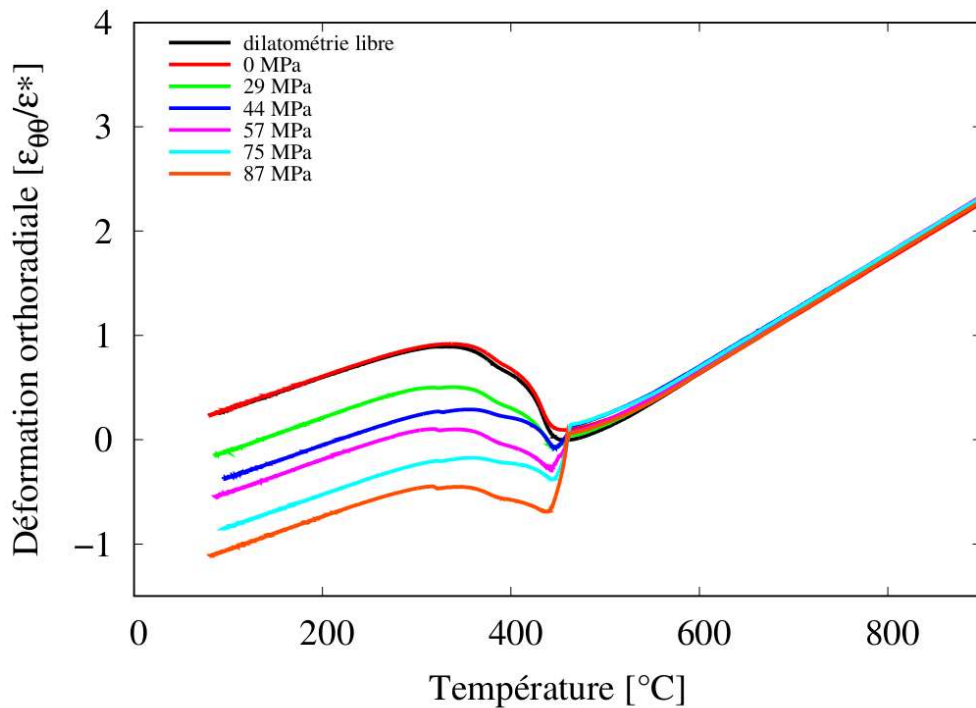


Figure 4.22 : Résultats des essais de dilatométrie sous contrainte

Ces graphiques ont permis d'observer que la déformation lors du changement de phase était influencée par la contrainte. Les valeurs de la déformation plastique à la fin de la transformation sont alors tracées en fonction de la contrainte appliquée (respectivement en Figure 4.23 et Figure 4.24 pour les transformations bainitique et martensitique). Cette déformation résiduelle peut être considérée comme proportionnelle à la contrainte appliquée pour les faibles niveaux de chargement.

4.8.2 Calcul des coefficients de plasticité de transformation

La transformation bainitique n'étant pas complète, il est nécessaire pour identifier le coefficient de plasticité de transformation du modèle de connaître la proportion de phase formée. L'exploitation de la courbe de dilatométrie libre donne une proportion de bainite de 0,76. Pour le calcul de K_{AB}^{PT} cf. équation (4.12), la fonction $\phi(z) = z(2 - z)$ utilisée est celle proposée par (Desalos, 1981). Dans le cas de la transformation martensitique, la transformation étant complète, le calcul du coefficient K_{AM}^{PT} est défini par l'équation (4.13). Les valeurs de K_{AB}^* et de K_{AM}^* étant obtenues à partir des coefficients directeur des droites de régression tracées en Figure 4.23 et Figure 4.24. Les valeurs des coefficients de plasticité de transformation sont données dans le Tableau 4.5.

$$K_{AB}^{PT} = -\frac{2K_{AB}^*}{\phi(0,76)} \quad (4.12)$$

$$K_{AM}^{PT} = -2 K_{AM}^* \quad (4.13)$$

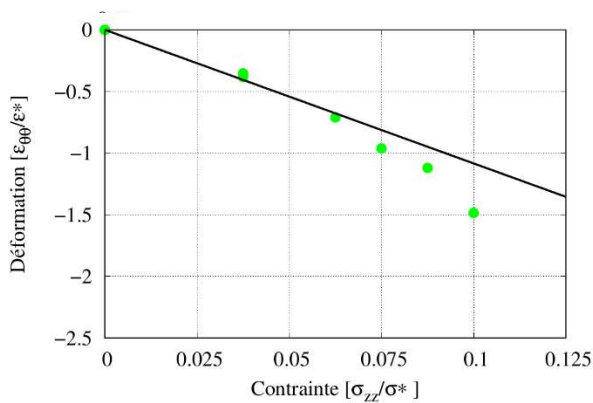


Figure 4.23 : Evolution de la déformation de plasticité de transformation selon la charge appliquée pour la transformation bainitique

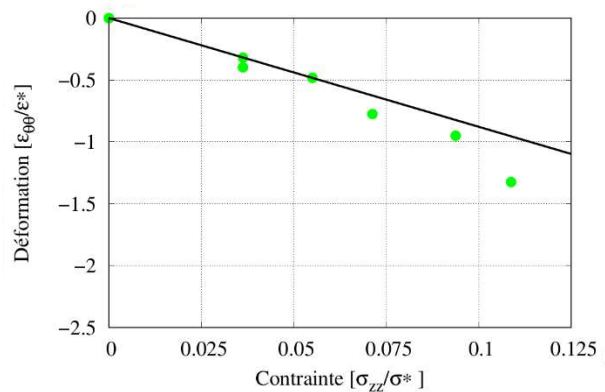


Figure 4.24 : Evolution de la déformation de plasticité de transformation selon la charge appliquée pour la transformation martensitique

K_{AB}^{PT} [MPa ⁻¹]	CONFIDENTIEL
K_{AM}^{PT} [MPa ⁻¹]	

Tableau 4.5 : Coefficients de plasticité de transformation

Cette partie a permis de mettre en évidence l'effet de l'application d'une contrainte au cours d'une transformation métallurgique sur l'évolution de la déformation. Cette étude a permis d'identifier, pour les deux transformations susceptibles de se produire lors du refroidissement, les coefficients de plasticité de transformation. Ces valeurs peuvent être utilisées pour le calcul des contraintes générées par une opération de soudage.

4.9 Bilan sur la caractérisation et la modélisation mécanique

Les essais de traction uniaxiale nécessaires à la caractérisation du comportement thermomécanique du métal de base, de l'austénite, de la bainite et de la martensite ont été effectués et pour chaque phase les jeux de coefficients d'un modèle élastoviscoplastique ont été déterminés. Le modèle prend en compte par ailleurs l'influence de la taille de grains sur la réponse mécanique de l'austénite via la loi de Hall-Petch ainsi que les phénomènes de plasticité de transformation pour les transformations bainitique et martensitique au refroidissement. Globalement le modèle permet de reproduire de manière satisfaisante l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation orthoradiale pour toutes les phases et dans toute la gamme de températures testée. Couplé au modèle thermo-métallurgique de transformation de phases identifié au chapitre 3, ce modèle est alors considéré dans la suite de cette étude pour la prévision de l'état de contraintes lors du soudage multipasse du matériau de l'étude.

Troisième partie

Simulation numérique du soudage multipasse

Introduction de la troisième partie

Après avoir identifié un modèle de comportement thermo-métallurgique-mécanique en traction uniaxiale qui reproduit la réponse de l'acier 80HLES à diverses sollicitations thermiques et mécaniques, il est possible de l'étendre à une version 3D pour simuler le procédé de soudage multipasse.

Le chapitre 5 présentera les moyens utilisés pour l'implémentation des modèles dans le code de calcul par éléments finis (EF). L'objectif étant de s'assurer du bon fonctionnement des modèles sur des cas de validation simples avant d'aborder la simulation numérique du soudage sur une structure complexe. Dans un premier temps on s'intéressera à l'implémentation des modèles métallurgiques puis dans un second temps à celle du modèle mécanique. A la suite de cette étape de validation, le chapitre 6 présentera les résultats de l'analyse thermo-métallurgique puis la comparaison avec les mesures expérimentales (validation sur la dureté). La suite du chapitre 6 portera sur l'analyse thermo-métallurgique-mécanique avec la prédiction des contraintes résiduelles. La présentation des résultats obtenus issus de la simulation numérique et leur comparaison avec l'évaluation des contraintes résiduelles réalisées sur la maquette « passes décalées » concluront cette partie.

Chapitre 5 Implémentation des modèles métallurgiques et mécaniques dans le code de calcul

5.1 Présentation du logiciel de calcul par élément finis

Le choix du code de calcul EF pour simuler le procédé de soudage multipasse a été effectué conjointement entre le laboratoire et le partenaire industriel. Pour cette étude, nous utilisons le code de calcul généraliste ABAQUS qui est réputé pour sa robustesse sur une large gamme de problèmes non linéaires. Avec ce code, il est possible de simuler plusieurs phénomènes physiques avec différentes approches pour traiter leurs interactions (problèmes thermomécaniques avec ou sans couplage, interactions thermoélectrique et mécanique). À cette fin, ce code possède une très large librairie d'éléments et dispose de plusieurs procédures pour gérer les contacts entre solides, les interactions fluide-structure et l'apport ou l'enlèvement de matière. Le côté « généraliste » qui constitue le principal avantage de ce code EF ne permet pas a priori de modéliser certains phénomènes physiques spécifiques. Ainsi, pour une application telle que le soudage des aciers, il n'existe pas dans ABAQUS de modèle générique ou de fonction dédiée pour décrire les transformations métallurgiques, ni leurs effets sur la réponse mécanique du matériau (Bergheau, 2004) (Lindgren, 2001a, 2001b, 2001c). Mais la possibilité pour l'utilisateur de développer des sous-programmes spécifiques compense largement cet inconvénient. Ces sous-programmes offrent l'avantage d'étendre le champ d'application du logiciel mais nécessitent de maîtriser certains éléments de programmation et d'adopter une stratégie de validation de ces développements (Deng and Murakawa, 2008).

Pour simuler avec un code EF un procédé de soudage, il faut suivre l'évolution des grandeurs métallurgiques et mécaniques en fonction de la température en tout point de la structure soudée. La méthode idéale serait de réaliser une analyse thermo-métallurgique-mécanique fortement couplée où toutes les équations sont traitées simultanément. Cette approche est difficile à mettre en œuvre et, classiquement, certains couplages sont négligés ou traités séquentiellement. C'est le choix retenu dans ce travail où deux analyses, thermo-métallurgique puis thermo-mécanique, seront effectuées.

L'analyse thermo-métallurgique constitue la première étape et permet pour chaque passe de suivre l'évolution du champ de température en chaque nœud du modèle EF. Les grandeurs métallurgiques (proportion des phases, taille moyenne des grains austénitiques, ...) sont introduites au niveau des points d'intégration des éléments. Cette étape, découplée de l'analyse mécanique, est réalisée sur un maillage lagrangien figé avec une gestion spécifique de l'apport de matière. La modélisation associée néglige les mouvements du fluide dans la zone fondue et décrit l'apport d'énergie thermique par une source volumique équivalente.

La seconde étape est un calcul thermo-mécanique qui utilise certains résultats du calcul thermique pour évaluer les champs de déplacement et de contrainte dans la structure. Dans cette étape, le rôle de la température sur les phénomènes métallurgiques et mécaniques est bien sûr pris en compte. Pour transférer simplement le champ de température aux nœuds, les calculs thermique et mécanique sont réalisés sur le même maillage géométrique. La résolution globale utilise une procédure itérative et incrémentale avec une gestion automatique des pas de temps proposée par la version implicite du code ABAQUS. L'ensemble des résultats de simulation ont été obtenus avec la version 6.10 de ce logiciel. À la fin de la thèse, les calculs ont été exécutés sur une version plus récente (version 6.17) ce qui a eu pour effet de réduire le temps de calcul sans modifier les résultats (cf. § 6.5.2).

On présente dans les paragraphes suivants les développements spécifiques mis en œuvre dans ce travail pour implémenter les différents modèles dans le code EF ainsi que les premiers calculs. Ces calculs sont menés sur des cas simples afin de valider le fonctionnement des sous-programmes.

5.2 Implémentation des modèles métallurgiques

Les modèles nécessaires aux analyses thermo-métallurgiques ont été implémentés dans le code ABAQUS avec la procédure `UMATHT` qui nécessite l'écriture d'un sous-programme codé en langage Fortran. La Figure 5.1 présente les instructions situées en tête de ce sous-programme. Cette procédure permet de redéfinir les grandeurs concernées par la loi de conservation de l'énergie pour traiter un problème de conduction thermique transitoire : énergie interne massique (`U`), flux de chaleur (`FLUX`). Des variables internes peuvent également être introduites (`STATEV`), cette liste de variables permet de suivre les grandeurs métallurgiques intégrées dans les simulations numériques (Figure 5.1).

```

SUBROUTINE UMATHT (U, DUDT, DUDG, FLUX, DFDT, DFDG,
1 STATEV, TEMP, DTEMP, DTEM DX, TIME, DTIME, PREDEF, DPRED,
2 CMNAME, NTGRD, NSTATV, PROPS, NPROPS, COORDS, PNEWDT,
3 NOEL, NPT, LAYER, KSPT, KSTEP, KINC)
C
  INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
  CHARACTER*80 CMNAME
  DIMENSION DUDG (NTGRD), FLUX (NTGRD), DFDT (NTGRD),
1 DFDG (NTGRD, NTGRD), STATEV (NSTATV), DTEM DX (NTGRD),
2 TIME (2), PREDEF (1), DPRED (1), PROPS (NPROPS), COORDS (3)

  user coding to define U, DUDT, DUDG, FLUX, DFDT, DFDG,
  and possibly update STATEV, PNEWDT

```

Figure 5.1 : Interface utilisateur pour la procédure `UMATHT`

Pour le suivi des phases métallurgiques, cinq variables internes régies par les équations différentielles décrites au chapitre 3 (taille moyenne des grains austénitiques, fractions volumiques d'austénite, de bainite, de martensite et dureté) sont introduites dans le tableau `STATEV`. L'intégration numérique de ces équations est effectuée par une méthode explicite de Runge-Kutta à pas adaptatif disponible dans la passerelle SiDoLo-ABAQUS (Pilvin, 1999). D'autres variables mémoratrices sont disponibles dans le tableau `STATEV` pour gérer certains aspects des transformations au chauffage et au refroidissement ainsi que le calcul de la dureté selon les formules de Blondeau-Maynier (nécessitant de connaître V_{ref}^{700} par exemple). La validation du sous-programme `UMATHHT` nécessite la mise en place de nombreux cas-tests sur un élément de volume avec des sollicitations thermiques variées représentatives du soudage. Dans la suite du chapitre, on illustre cette étape de validation par deux exemples.

5.2.1 Calcul des fractions volumiques des phases métallurgiques

Pour vérifier l'implémentation des modèles de transformation, des calculs effectués sur un élément hexaèdre linéaire (DC3D8) ont été réalisés. L'objectif de ces calculs est d'imposer un chargement thermique aux nœuds de l'élément puis de visualiser l'évolution des variables internes correspondant aux fractions volumiques des phases. Le chargement thermique étant identique pour les 8 nœuds de l'élément, la température est uniforme dans l'élément. Ce chargement bien que théorique s'apparente à l'histoire thermique subie par une éprouvette utilisée pour la construction du diagramme TRC représentatif de la zone à grain fin (cf. § 3.7.5). Le chargement thermique se ramène à un chauffage à 900 °C à la vitesse de 100 °C.s⁻¹ suivi d'un maintien à 900 °C pendant 300 s puis d'un refroidissement à la vitesse de 6 °C.s⁻¹, légèrement supérieure à la vitesse critique de trempe bainitique. Les résultats obtenus sont présentés Figure 5.2.

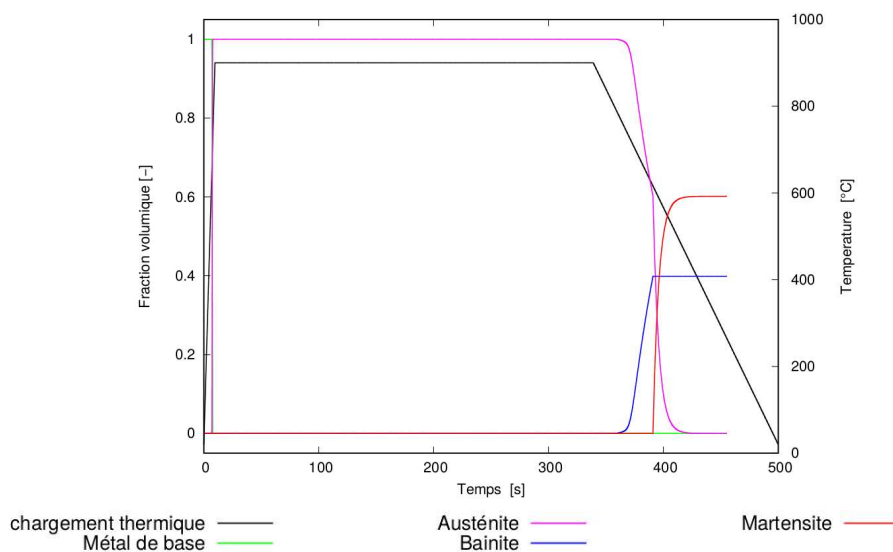


Figure 5.2 : Evolution des fractions volumiques des phases métallurgiques prédites par le modèle métallurgique

A l'issue du chauffage, la température atteinte étant supérieure à Ac_3 , l'austénitisation est totale, la fraction volumique du métal de base est égale à 0 et celle de l'austénite égale à 1. Lors du refroidissement, la fraction d'austénite diminue au profit de la bainite qui commence à croître à partir de 600 °C (B_s) et cesse lorsque la température atteint 400 °C (M_s) où la fraction volumique d'austénite restante diminue au profit de la martensite. A la fin du calcul, les fractions volumiques de bainite et de martensite sont égales respectivement à 0,4 et 0,6. Ces résultats sont proches de ceux déterminés à partir de l'essai correspondant avec une fraction de bainite égale à 0,42 et de martensite égale à 0,58.

Pour valider la robustesse du modèle et en particulier l'enchaînement de cycles thermiques successifs rencontrés en soudage multipasse, un chargement thermique comportant deux cycles de chauffage-refroidissement a été imposé à l'élément. Le premier cycle correspond à une austénitisation partielle (zone spécifique de la ZAT) suivi d'un refroidissement à vitesse intermédiaire comprise entre les vitesses critiques de trempe bainitique et martensitique mais étant plus proche de cette dernière (Figure 5.3). A l'issue du premier cycle, la fraction volumique du métal de base est égale à 0,38 celle de la bainite est égale à 0,22 et celle de la martensite à 0,40. Le second cycle correspond à une austénitisation complète à 800°C suivi d'un refroidissement rapide avec une vitesse de refroidissement de $49\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ (proche de la vitesse critique de trempe martensitique). A la fin du calcul, les fractions volumiques valent 0,09 pour la bainite et 0,91 pour la martensite.

Les résultats obtenus sont cohérents. On remarque que le modèle fait l'hypothèse qu'au chauffage les phases du métal de base, bainitique et martensitique, suivent la même loi de transformation austénitique.

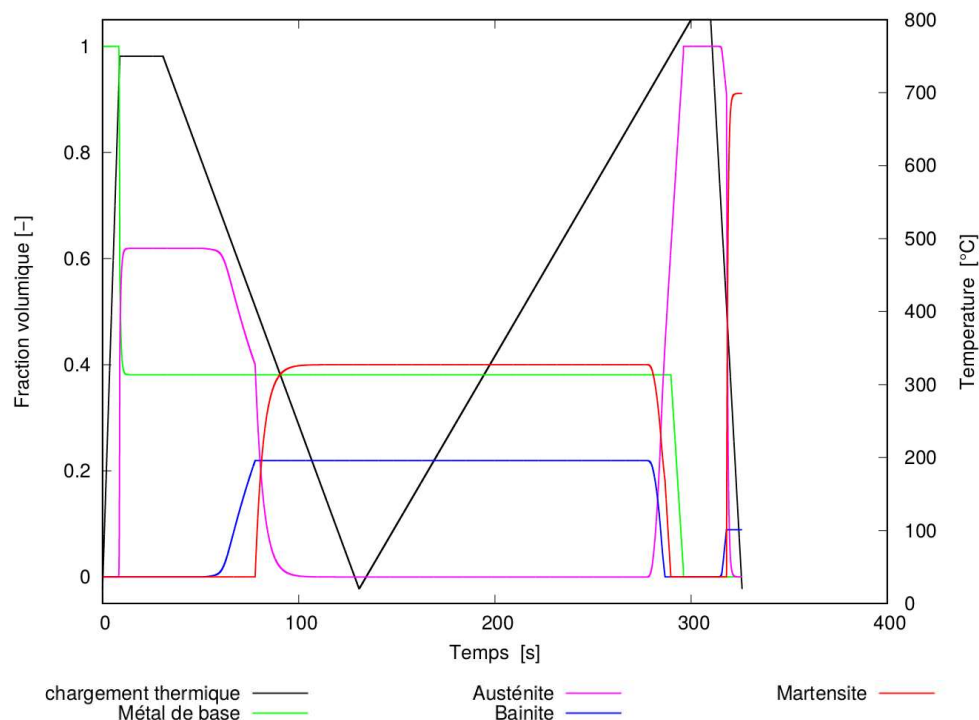


Figure 5.3 : Evolution des fractions volumiques des phases métallurgiques prédites par le modèle pour deux cycles thermiques successifs

5.2.2 Validation de la procédure « UMATHT » sur un essai Gleeble

Après ces validations de la procédure UMATHT par des tests sur un élément sollicité de façon homogène, on présente un exemple sur une structure de géométrie simple représentative d'un essai Gleeble sur une éprouvette cylindrique de diamètre 6 mm (cf. Figure 5.4). L'expérience modélisée se limite au tronçon cylindrique (problème 2D axisymétrique), de longueur 13 mm, situé entre le thermocouple central (TC1) et le thermocouple situé près du mors en cuivre (TC3). Pour les conditions aux limites, on impose un flux normal nul sur la section du TC1 (plan de symétrie), une température imposée sur les nœuds de la section droite du TC3 (en fait la température issue de la mesure) et un échange thermique par rayonnement sur la surface latérale (avec une émissivité de 0,85). La condition initiale du champ de température avant refroidissement est fournie par un calcul stationnaire où la puissance générée par l'effet Joule est ajustée pour obtenir la température de 900 °C sur le TC1.

Comme illustré sur la Figure 5.5, la simulation du refroidissement de l'éprouvette, obtenue en annulant le terme source pendant le calcul transitoire, reproduit correctement les thermogrammes mesurés. On note que le modèle EF ne tient pas compte, par manque de données du caractère exothermique de la transformation austénite-martensite qui débute vers 400 °C. Avec la vitesse de refroidissement mesurée au niveau du thermocouple central (en moyenne : 25 °C.s⁻¹), la simulation EF conduit à une estimation de la dureté Hv10 comprise entre 370 et 390 Hv10 sur la moitié du tronçon modélisé (proches des mesures expérimentales) et une dureté Hv10 de 270 (dureté du métal de base) dans la partie non austénitisée (voir Figure 5.6 et Figure 5.7).

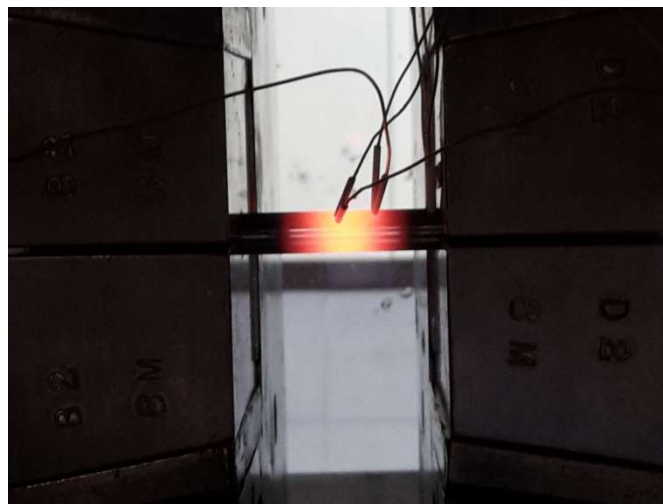


Figure 5.4 : Essai Gleeble sur éprouvette ϕ 6 mm instrumentée en thermocouples. Pour le chauffage, le cycle thermique, imposé sur le TC central, correspond à celui du diagramme TRC ($T_a=900$ °C, $t_a=300$ s). La photographie décrit l'état de l'éprouvette avant le refroidissement

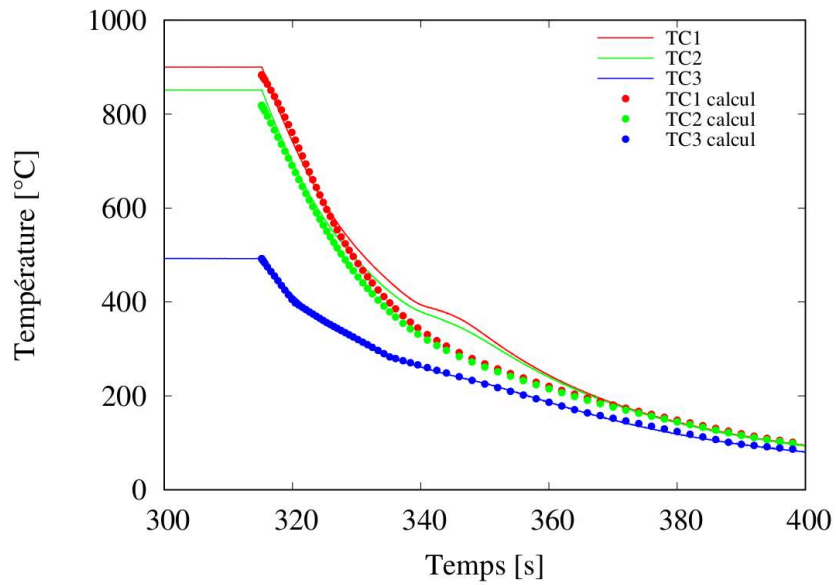


Figure 5.5 : Simulation du refroidissement du tronçon central de l'éprouvette, comparaison calcul-expérience

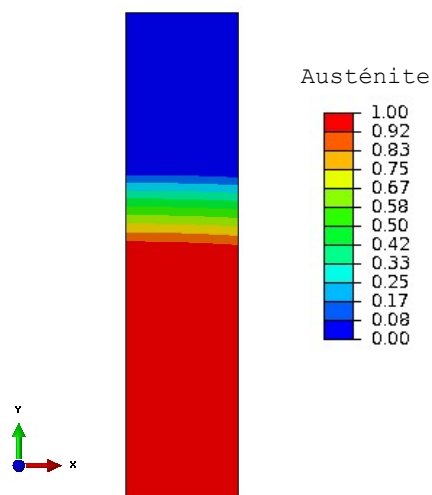


Figure 5.6 : Carte d'isovaleurs de la fraction volumique d'austénite avant le début de l'étape de refroidissement. Maillage axisymétrique (X // r, Y // z)

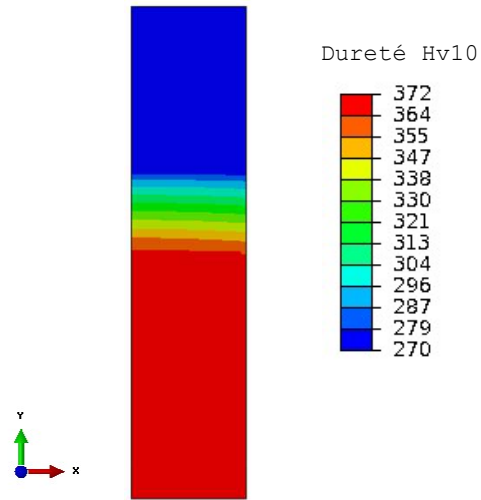


Figure 5.7 : Carte d'isovaleurs de la dureté estimée (Hv10) à la fin de l'étape de refroidissement

5.3 Présentation de la loi de comportement micromécanique

5.3.1 Approche micro-macro du comportement multiphasé

Le modèle mécanique présenté et identifié pour les différentes phases permet de décrire la réponse mécanique en traction de chaque phase. L'identification d'un modèle EVP pour chaque phase a montré que la réponse mécanique de chacune pouvait être très différente. Une approche dans laquelle chaque phase peut avoir son propre comportement thermomécanique est donc retenue. Ce type d'approche consiste à utiliser le comportement EVP (cf. § 4.6) de chaque phase pour obtenir par homogénéisation la réponse macroscopique. Il existe de nombreuses études sur les modèles de changement d'échelle qui ne seront pas détaillées dans cette étude. Le modèle utilisé s'inspire des travaux effectués par Coret sur un acier de cuve 16MND5 (modèle avec 4 phases) et par Robert sur un alliage de titane TA6V (modèle avec 3 phases). Pour plus de détail, le lecteur pourra consulter ces travaux (Coret, 2001) (Robert, 2007). Le schéma de principe de cette approche est présenté en Figure 5.8. Dans ce chapitre, les tenseurs de contrainte et de déformation sont représentés par des caractères majuscules pour l'échelle macroscopique ($\underline{\Sigma}, \underline{\dot{E}}$) et minuscules pour l'échelle des phases ($\underline{\sigma}_i, \underline{\dot{\varepsilon}}_i$).

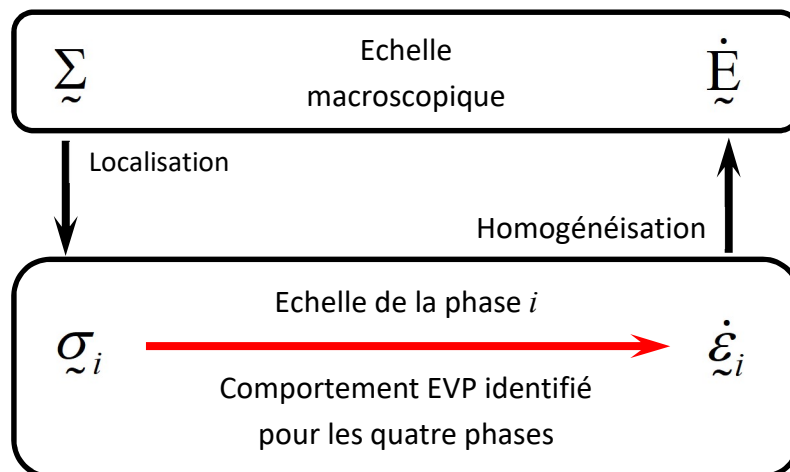


Figure 5.8 : Schéma de principe du modèle micro-mécanique

Le problème essentiel consiste à déterminer la contrainte moyenne dans chacune des phases à partir de la contrainte macroscopique comme le montre l'équation (5.1) proposée pour les polycristaux par Kröner (Kröner, 1961) en supposant que l'élasticité des phases est uniforme et isotrope et pour une sollicitation isotherme.

$$\underline{\sigma}_i = \underline{\Sigma} + 2\mu(1 - \beta_K)(\underline{E}^p - \underline{\varepsilon}_i^p) \quad (5.1)$$

où, $\underline{\sigma}_i$ est la contrainte moyenne dans la phase i ,

$\underline{\Sigma}$ la contrainte macroscopique,

$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ le module de cisaillement,

$\underline{\mathcal{E}}^p$ la déformation plastique macroscopique et $\underline{\mathcal{E}}_i^p$ la déformation plastique moyenne de la phase i .

Le coefficient β_K , proche de $\frac{1}{2}$, dépend du coefficient de Poisson selon l'équation (5.2).

$$\beta_K = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)} \quad (5.2)$$

Dans cette approche, la différence entre la contrainte moyenne et la contrainte macroscopique est proportionnelle à la différence entre la déformation plastique macroscopique et la déformation plastique moyenne de la phase. Les contraintes calculées avec (5.1) ont tendance à être surévaluées car l'accommodation des déformations entre les phases est de nature élastique (Berveiller and Zaoui, 1978). Pour améliorer cette étape de transition d'échelle, une approche heuristique propose une règle dite « en β » où la contrainte dans la phase est proportionnelle à la différence entre deux variables d'accommodation plastique. Ainsi, dans chacune des phases, la contrainte est calculée par la relation (5.3) (Cailletaud, 1987) (Pilvin, 1990). Concernant la dilation thermique, sa prise en compte se fait à l'échelle macroscopique.

$$\underline{\sigma}_i = \underline{\Sigma} + 2\mu(1-\beta_K)(\underline{B} - \underline{\beta}_i) \quad \text{avec} \quad \underline{B} = \sum_i z_i \underline{\beta}_i \quad (5.3)$$

où, \underline{B} est un tenseur d'accommodation plastique macroscopique,

$\underline{\beta}_i$ le tenseur d'accommodation de la phase i ,

z_i la fraction volumique de la phase i .

Les lois d'évolution des variables internes $\underline{\beta}_i$ sont non linéaires (Pilvin, 1990) selon l'équation (5.4).

$$\dot{\underline{\beta}}_i = \dot{\underline{\mathcal{E}}}_i^p - D_i \underline{\beta}_i \dot{p}_i \quad (5.4)$$

où, D_i sont des paramètres positifs spécifiques à chaque phase. Ainsi, cette approche généralise la règle de Kröner que l'on retrouve si les coefficients D_i sont nuls.

5.3.2 Généralisation 3D des lois EVP pour les phases

Dans ce paragraphe, on généralise le modèle 1D, spécifique aux essais de traction uniaxiale du chapitre 4. Bien que les essais réalisés ne permettent pas de statuer sur la nature de l'érouissage (isotrope et/ou cinématique), une version 3D du modèle EVP avec un érouissage cinématique non linéaire

aurait pu être testée. Cependant, cette option n'a pas été retenue dans un premier temps faute de données expérimentales suffisantes. On conserve donc une version avec un écrouissage isotrope qui sature avec la déformation plastique cumulée. L'expression de l'écrouissage est donnée par l'équation (5.5).

$$R_i(p_i) = Q_i [1 - \exp(-b_i p_i)]^{\beta_i} + \frac{k_{HP}}{\sqrt{D_\gamma}} \quad (5.5)$$

avec $\beta_i = 1$ (structure CFC), $\beta_i = 1/2$ (structure CC)

En 3D, la règle de normalité de l'écoulement viscoplastique donne :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_i^p = \frac{3}{2} \dot{p}_i \frac{\underline{S}_i}{\sigma_{VM}} \quad \text{avec } \underline{S}_i \text{ déviateur de } \underline{\sigma}_i \quad (5.6)$$

Cette règle est associée au critère isotrope de von Mises avec σ_{VM} la contrainte équivalente de von Mises. Pour l'intensité de l'écoulement viscoplastique une loi puissance classique est retenue, définie par l'équation (5.7).

$$\dot{p}_i = \left(\frac{f_i}{K_i} \right)^{n_i} \quad \text{si } f_i \geq 0 \quad (5.7)$$

Le critère de plasticité retenu dans cette étude est celui de von Mises. La fonction de charge associée à chaque phase est donnée par l'équation (5.8).

$$f_i(\underline{\sigma}_i, R_i) = \sigma_{VM} - R_i - \sigma_{y,i} \quad (5.8)$$

où, f_i est la surface de charge associée à chacune des phases et $\sigma_{y,i}$ la limite d'élasticité.

L'annihilation de l'écrouissage à haute température est prise en compte via un critère en température noté $T_{annihilation}$ (fixé à 1200 °C). Lorsque la température dépasse ce critère, les déformations plastiques cumulées dans cette zone sont remises à zéro. Enfin on néglige le transfert de l'écrouissage pendant les transformations métallurgiques, le phénomène n'ayant pas été quantifié.

5.4 Implémentation du modèle micro-mécanique

Ces modèles nécessaires pour l'analyse mécanique ont été implémentés dans ABAQUS via une procédure UMAT nécessitant comme pour la procédure UMATHT l'écriture d'un sous-programme codé en Fortran (Figure 5.9).

```
      SUBROUTINE UMAT (STRESS, STATEV, DDSDE, SSE, SPD, SCD,  
1  RPL, DDSDDT, DRPLDE, DRPLDT,  
2  STRAN, DSTRAN, TIME, DTIME, TEMP, DTEMP, PREDEF, DPRED, CMNAME,  
3  NDI, NSHR, NTENS, NSTATV, PROPS, NPROPS, COORDS, DROT, PNEWDT,  
4  CELENT, DFGRD0, DFGRD1, NOEL, NPT, LAYER, KSPT, KSTEP, KINC)  
C  
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'  
C  
      CHARACTER*80 CMNAME  
      DIMENSION STRESS (NTENS), STATEV (NSTATV),  
1  DDSDE (NTENS, NTENS), DDSDDT (NTENS), DRPLDE (NTENS),  
2  STRAN (NTENS), DSTRAN (NTENS), TIME (2), PREDEF (1), DPRED (1),  
3  PROPS (NPROPS), COORDS (3), DROT (3, 3), DFGRD0 (3, 3), DFGRD1 (3, 3)  
  
      user coding to define DDSDE, STRESS, STATEV, SSE, SPD, SCD  
      and, if necessary, RPL, DDSDDT, DRPLDE, DRPLDT, PNEWDT
```

Figure 5.9 : Interface utilisateur pour la procédure UMAT

Les équations différentielles décrivant le comportement de chaque phase ainsi que le modèle de transition d'échelle sont introduits dans ce programme. Comme pour la procédure UMATHT, les variables internes sont stockées dans le tableau STATEV. 82 variables internes sont utilisées pour ce modèle micromécanique qui comprend :

- un modèle de croissance des grains austénitiques,
- les modèles de transformation de phases,
- les lois de comportement EVP du métal de base, de l'austénite (+ effet Hall-Petch), de la bainite et de la martensite,
- et les termes associés à la plasticité de transformation de l'austénite vers la bainite et la martensite.

La validation du sous-programme UMAT nécessite la mise en place d'un essai simple permettant de faire intervenir les phénomènes métallurgiques et mécaniques. Cette étape de validation est présentée dans la suite de ce chapitre.

5.4.1 Essais de type « Satoh »

Afin de valider l'intégration des modèles métallurgique et mécanique, des simulations numériques d'essais de type « Satoh » sont réalisées. Cet essai, simple par son caractère uniaxial, met en jeu les différents phénomènes thermiques métallurgiques et mécaniques présents lors du soudage. C'est une des raisons de son utilisation pour l'analyse de la formation des contraintes résiduelles d'une part et pour la validation de modèle numérique d'autre part.

L'essai mis en œuvre par Kihiko Satoh (Satoh, 1972) consiste à appliquer un cycle thermique à une éprouvette dont les déplacements axiaux sont nuls aux extrémités pendant le cycle. Dans notre étude, les essais Satoh effectués sur machine Gleeble, consistent à chauffer puis refroidir une éprouvette cylindrique tout en maintenant la position du vérin bloquée lors de l'essai. Pour limiter le niveau d'effort atteint au cours de l'essai, des éprouvettes avec rétreint similaires à celles de la caractérisation mécanique de l'acier à basse température ($T < 400\text{ °C}$) ont été utilisées (Figure 5.10). La mesure de la déformation orthoradiale est assurée par l'extensomètre diamétral utilisé lors de la caractérisation thermomécanique. L'éprouvette est instrumentée par quatre thermocouples répartis sur une moitié de l'éprouvette, l'extensomètre étant positionné au droit du thermocouple central.

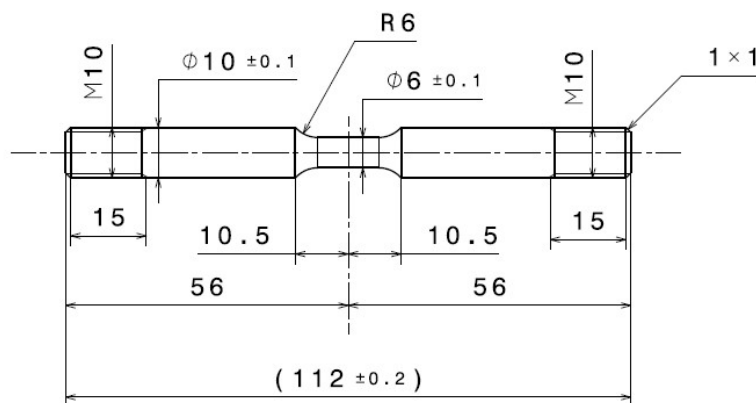


Figure 5.10 : Géométrie d'éprouvette utilisée pour les essais de type Satoh - dimensions en mm

Lors de l'essai, une consigne de déplacement nul du vérin est imposée dès la température ambiante puis un cycle thermique est appliqué avec un chauffage par effet Joule (Figure 5.11). La vitesse de chauffage est de $100\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ jusqu'à une température de 1250 °C , le refroidissement est naturel et non contrôlé. La réponse mécanique (contrainte axiale σ_{zz}) obtenue en fonction de la température est représentée en Figure 5.12.

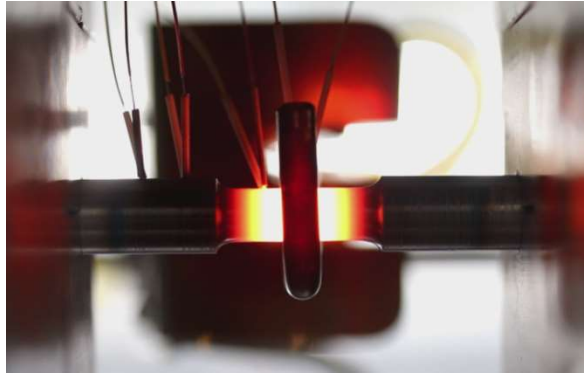


Figure 5.11 : Essai de type Satoh sur machine Gleeble d'une éprouvette instrumentée par quatre thermocouples - la photographie montre l'état de l'éprouvette lors du chauffage

$$V_{chauffe} = 100 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}, T_{max} = 1250 \text{ } ^\circ\text{C}$$

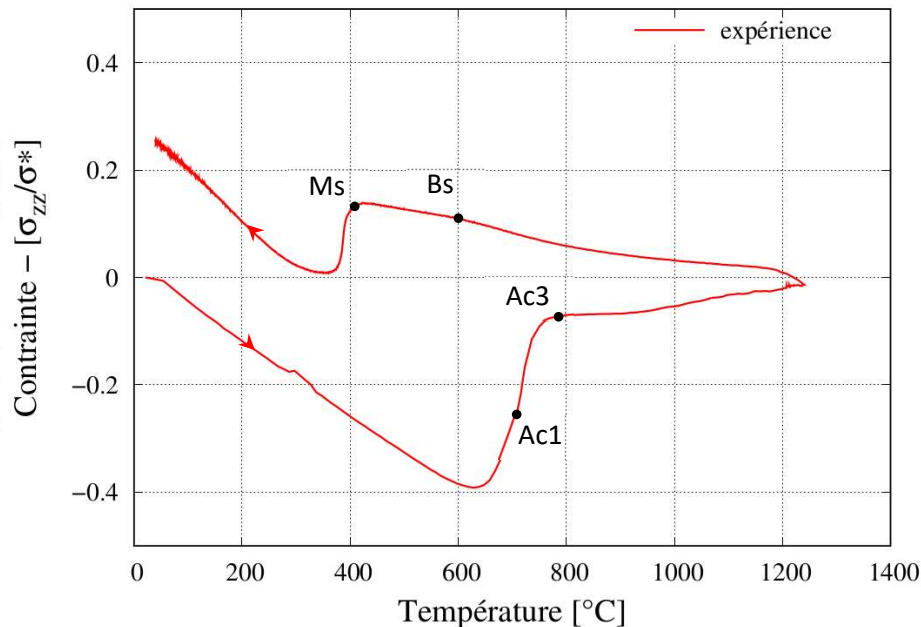


Figure 5.12 : Essais de type Satoh sur une éprouvette en acier 80HLES -

$$V_{chauffe} = 100 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}, T_{max}=1250 \text{ } ^\circ\text{C}, \text{refroidissement libre}$$

Au chauffage, une contrainte de compression se développe car la dilatation thermique est compensée par une déformation élastique. Cette contrainte de compression augmente jusqu'à atteindre la limite d'élasticité de l'acier, à la température considérée, où le matériau plastifie. Par la suite, la contrainte de compression diminue conjointement avec la limite d'élasticité et l'augmentation de la température. Le niveau de la contrainte axiale suit donc l'évolution de la limite d'élasticité du matériau en fonction de la température à l'écroutissage près jusqu'à ce que la transformation austénitique intervienne. Au cours de cette transformation, une diminution de volume s'oppose à la dilatation thermique. La contrainte de compression diminue encore et peut suivant le matériau changer de signe. Après la transformation austénitique, les contraintes diminuent progressivement. Au refroidissement, la faible contrainte de compression s'annule et une contrainte en traction se développe. Le niveau de la contrainte suit alors l'évolution de la limite d'élasticité de l'austénite jusqu'à la transformation

bainitique ou martensitique. Dans l'essai présenté, une faible fraction volumique de bainite est formée car la vitesse de refroidissement est proche de la vitesse critique de trempe martensitique. La mesure de la dureté dans la section située au droit du thermocouple central donne des résultats proches de 400 Hv10 ce qui confirme la présence d'une structure quasi-martensitique. Au cours de la transformation de l'austénite en martensite, le changement de phases génère une augmentation du volume s'opposant à la contraction thermique. La contrainte diminue au cours de cette transformation. Dans le même temps, le phénomène de plasticité de transformation associé à la transformation de l'austénite en martensite tend à limiter le niveau de la contrainte. A l'issue de la transformation, la contraction de l'éprouvette conduit à une augmentation de la contrainte en traction conjointement à la diminution de la température jusqu'à la fin du cycle où une contrainte résiduelle de traction subsiste. Le niveau est lié à la température de fin de transformation et à la limite d'élasticité de la phase formée. Ainsi pour une transformation bainitique au refroidissement ($T_s \approx 600^\circ\text{C}$), le niveau de contrainte final obtenu sera généralement supérieur à celui obtenu pour une transformation martensitique. Ce phénomène a été observé dans le cadre de cette étude mais ne sera pas présenté dans ce mémoire.

5.4.2 Simulation de l'essai type « Satoh »

Les calculs EF simulant cet essai ont été effectués en 2D axisymétrique. La présence des gradients de température axial et radial impose de modéliser la géométrie de l'éprouvette. Le chauffage par effet Joule de l'éprouvette et la présence d'un rétreint nécessite de recourir à une modélisation thermo-électrique pour décrire correctement l'évolution de la température. La conductivité électrique a été calculée à partir de mesures de la résistivité électrique en fonction de la température (réalisées au laboratoire dans le cadre de cette étude). Pour simuler le chargement thermique, un potentiel électrique est imposé sur une section droite de l'éprouvette. Les valeurs de ce potentiel sont ajustées de manière à reproduire le cycle thermique du thermocouple central. Une condition d'échange radiatif est appliquée sur la surface latérale de l'éprouvette. Enfin une condition en température ($T_{mors} = 21^\circ\text{C}$) est imposée sur l'extrémité de l'éprouvette. Cette condition représente la présence de mors en cuivre assurant le maintien en position de l'éprouvette, ces mors étant refroidis en continu tout au long de l'essai. Les conditions aux limites appliquées au maillage sont représentées Figure 5.13.

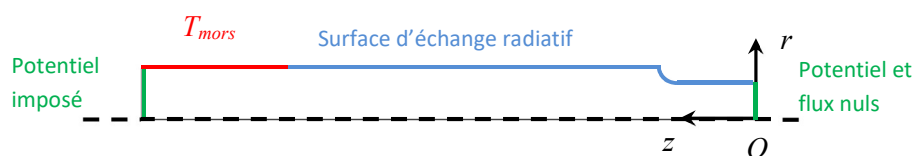


Figure 5.13 : Schéma représentatif des conditions aux limites pour l'analyse thermique de l'essai de type Satoh

Les températures aux nœuds correspondant à l'emplacement des quatre thermocouples sont comparées aux mesures dans la Figure 5.14. D'une manière générale, le calcul reproduit assez bien le cycle thermique subi par l'éprouvette au cours de l'essai. Les vitesses de chauffe et de refroidissement

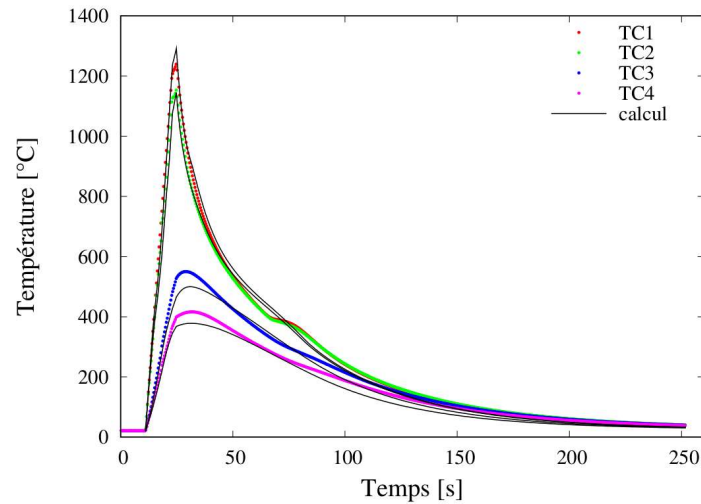


Figure 5.14 : Comparaison expérience-calcul des thermogrammes pour l'essai de type Satoh

calculées sont cohérentes avec celles mesurées. Néanmoins, on remarque que la température maximale prédite par le calcul sur le nœud situé à l'endroit du thermocouple central TC1 est légèrement supérieure à celle de la mesure. Les températures des TC3 et TC4 sont quant à elles sous-estimées de 50 °C environ par le calcul. Il faut également noter que la réaction exothermique générée par la transformation martensitique n'est pas prise en compte dans le calcul. Le champ de température obtenu est utilisé par la suite comme donnée pour le calcul métallurgique-mécanique. Lors du calcul mécanique, une condition de symétrie est imposée sur la surface de l'éprouvette en $z = 0$ mm et un blocage des nœuds selon z est imposé sur la surface située en $z = 56$ mm (Figure 5.13).

Pour rappel les valeurs des coefficients des lois EVP sont définies au § 4.7., les coefficients de dilatation retenus pour les phases CC et CFC valent : $\alpha_{CC} = 14.10^{-6} \text{ K}^{-1}$ et $\alpha_{CFC} = 21.10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Pour les paramètres D_i associés à la règle « en β », on a retenu une valeur identique pour toutes les phases dans un souci de simplification (dans notre cas, $D_i = 5$). En guise de synthèse du comportement thermomécanique, la Figure 5.15 représente l'évolution de la limite d'élasticité à 0,2 % (notée $Rp_{0,2}$) pour chaque phase en fonction de la température. Les limites d'élasticité à 0,2 % sont calculées pour une vitesse de déformation de $\dot{p} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ à partir de l'équation (5.9).

$$Rp_{0,2} = \sigma_y + Q[1 - \exp(-b \times 0.002)]^\beta + K(\dot{p})^{\frac{1}{n}} + \frac{k_{HP}}{\sqrt{D\gamma}} \quad (5.9)$$

On constate, quelque soit la phase, que cette caractéristique est affectée par la température et diminue lorsque celle-ci augmente.

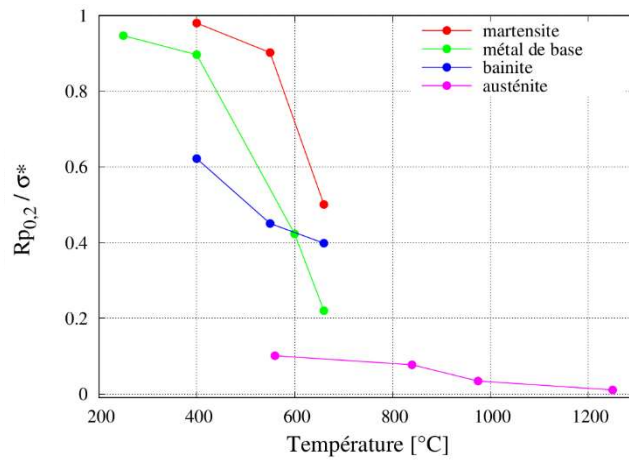


Figure 5.15 : Evolution du $Rp_{0,2}$ en fonction de la température pour chaque phase – $p = 0,2\%$ et $\dot{p} = 10^{-3} s^{-1}$

La comparaison entre la réponse du modèle et de l'expérience met en évidence des écarts importants au niveau des contraintes atteintes (Figure 5.16). On note cependant que les températures caractéristiques sont retrouvées. Les valeurs de $Rp_{0,2}$ des phases bainitique et martensitique pour 400 °C et 550 °C sont reportées sur ce graphique. Cela explique en partie le niveau de contrainte prédit en fin de calcul. Ces résultats peuvent sembler surprenants, d'autant que les travaux de Depradeux sur la simulation d'essais Satoh sur un acier 316L ou Vincent sur un acier 16MND5 sont en très bon accord avec les résultats expérimentaux (Depradeux, 2004) (Vincent et al., 2003). Au vu des écarts sur la contrainte, on peut mettre en cause les conditions de blocage de l'éprouvette dans la machine Gleeble qui ne permettrait pas d'obtenir un déplacement rigoureusement nul dans la zone utile. Par ailleurs, la présence d'un gradient thermique axial complexifie la modélisation. Des travaux complémentaires seraient cependant à entreprendre pour mieux comprendre l'origine de ces écarts.

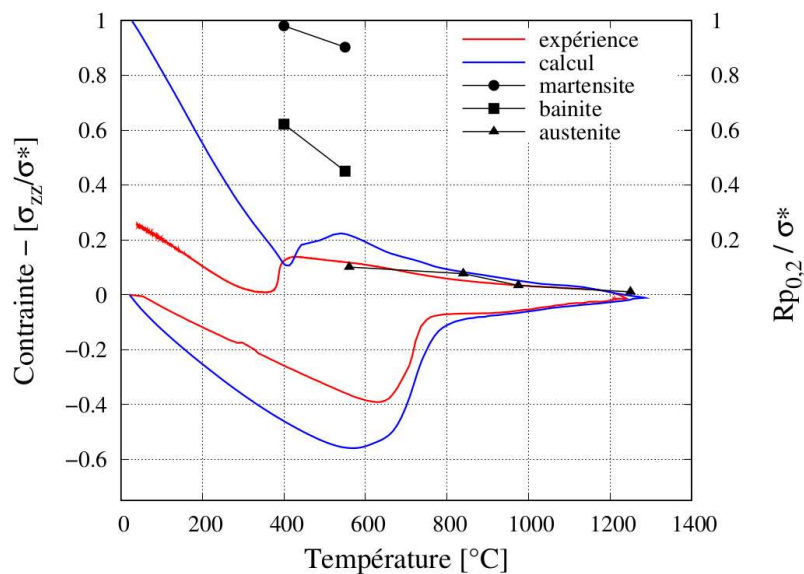


Figure 5.16 : Comparaison calcul-expérience de la contrainte en fonction de la température de l'essai de type Satoh

Ce chapitre a permis de présenter les développements réalisés pour implémenter dans le code EF ABAQUS les modèles identifiés dans la deuxième partie de ce mémoire. Le modèle de comportement mécanique a été étendu en version 3D et adapté à l'aspect multiphasé du matériau. Enfin, des calculs effectués sur des cas de validation simples ont permis de s'assurer du fonctionnement des procédures mises en œuvre au niveau métallurgique et mécanique. Ce chapitre constituait une étape intermédiaire nécessaire pour utiliser les résultats de la caractérisation de l'acier 80HLES en vue de la simulation du soudage présentée dans le chapitre 6.

Chapitre 6 Simulation thermo-métallurgique-mécanique du soudage multipasse

6.1 Généralités sur la modélisation thermique

La distribution des températures au cours du soudage est calculée à partir de l'équation de la chaleur. Dans notre cas, les phénomènes de convection dans le bain de fusion favorisant l'homogénéisation de la température du bain sont négligés. Il est cependant possible de prendre en compte ce phénomène en modifiant les valeurs de la conductivité thermique du matériau pour des températures supérieures à la température du solidus.

L'équation de la chaleur issue de la loi de conservation de l'énergie est définie par la relation (6.1).

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = Q - \text{div}(\vec{q}) \quad (6.1)$$

où $\rho(T)$ est la masse volumique du matériau,
 $c_p(T)$ la capacité thermique massique à pression constante,
 $T(M,t)$ le champ de température,
 \vec{q} le vecteur flux de chaleur,
 Q la densité volumique de la source de chaleur.

Le comportement thermique est en général modélisé par la loi de Fourier qui exprime \vec{q} en fonction du gradient de température cf. équation (6.2) pour un milieu continu isotrope.

$$\vec{q} = -\lambda(T) \overrightarrow{\text{grad}} T \quad (6.2)$$

où $\lambda(T)$ est la conductivité thermique du matériau.

D'une manière générale, les effets thermiques d'une opération de soudage sont modélisés en imposant différents types de conditions aux limites (apports et pertes d'énergie aux bords du domaine étudié Ω). La Figure 6.1 représente les conditions aux limites du problème thermique.

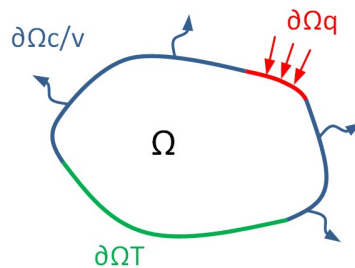


Figure 6.1 : Conditions aux limites thermiques

$\partial\Omega q$: partie de la frontière où la composante normale du flux de chaleur est imposée,

$\partial\Omega c/v$: partie de la frontière où un échange convectif/radiatif est présent,

$\partial\Omega T$: partie de la frontière où une température est imposée.

Les conditions aux limites peuvent être définies par une température imposée cf. équation (6.3) ou par un flux imposé cf. équation (6.4). Avec \vec{n} la normale unitaire extérieure en un point de $\partial\Omega q$ et q_{imp} une densité surfacique de flux de chaleur imposé.

$$T = T_{imp}(t) \quad \text{sur} \quad \partial\Omega T \quad (6.3)$$

$$\vec{q} \cdot \vec{n} = q_{imp} \quad \text{sur} \quad \partial\Omega q \quad (6.4)$$

Dans le cas du soudage, les échanges avec le milieu extérieur sont définis par des phénomènes de convection et de rayonnement. Ces phénomènes sont respectivement définis par les équations (6.5) et (6.6).

$$q_{conv} = h(T)(T - T_{ext}) \quad (6.5)$$

$$q_{ray} = \sigma_{SB} \xi (T^4 - T_{ext}^4) \quad (6.6)$$

où T_{ext} est la température du milieu extérieur,

h le coefficient d'échange dépendant de la température,

σ_{SB} la constante de Stefan-Boltzmann,

ξ l'émissivité de la surface.

6.2 Modélisation de la source de chaleur

Classiquement, l'apport d'énergie du procédé de soudage peut être modélisé par deux méthodes. Soit en imposant un champ de température sur un sous-domaine se déplaçant, soit en imposant un flux surfacique ou volumique. La méthode en température imposée consiste à appliquer la température du liquidus du matériau sur les nœuds situés à l'instant t dans le bain de fusion. Cependant, la quantité d'énergie apportée par le procédé est sous-estimée et par conséquent le champ de température au voisinage du bain de fusion l'est aussi (Lindgren et al., 1999). La seconde méthode consiste à imposer un flux de chaleur correspondant au terme Q de l'équation de la chaleur (6.1). Ce flux est déterminé par la puissance et le rendement du procédé de soudage. Cette méthode est généralement préférée dans la simulation numérique du soudage car la distribution d'énergie est directement liée au procédé de soudage utilisé. Le type de source d'apport d'énergie utilisée doit donc résulter d'un choix judicieux suivant le procédé de soudage.

6.2.1 Source surfacique

Une source surfacique implique que l'apport d'énergie soit appliqué sur une partie de la surface des pièces à assembler. La répartition volumique n'est donc pas prise en compte dans ce type de modèle. Lorsque la modélisation est 2D ou lorsque le bain est peu pénétrant (par exemple dans le cas du soudage à l'arc TIG sans apport de matière), l'utilisation d'une source surfacique est plus adaptée. La formulation proposée par Rykalin (Rykalin, 1960) part du principe que la distribution d'énergie est plus forte au centre qu'en périphérie (distribution gaussienne). La source est définie par l'équation (6.7).

$$q_{imp} = \frac{\eta UI}{\pi ab} \exp \left[- \left(\frac{x_s^2}{a^2} + \frac{y_s^2}{b^2} \right) \right] \quad (6.7)$$

Cette source est définie dans un repère mobile orthonormé (O_s, x_s, y_s, z_s) lié à la source de chaleur (cf. Figure 6.2).

où η, U, I sont respectivement le coefficient de rendement du procédé, la tension et l'intensité de soudage,

a, b , les paramètres géométriques de la source (longueur des demi-axes de l'ellipse),

x_s, y_s , les coordonnées du point M dans le repère de la source (O_s, x_s, y_s, z_s) .

La valeur maximale, située en O_s est définie par l'équation (6.8).

$$q_{imp}^{\max} = \frac{\eta UI}{\pi ab} \quad (6.8)$$

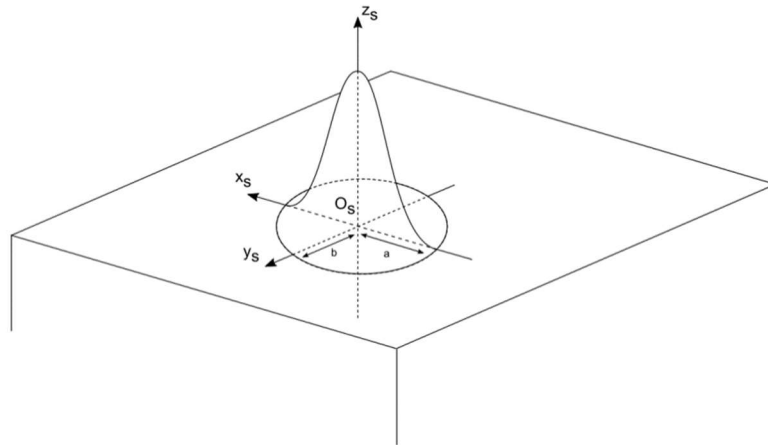


Figure 6.2 : Source gaussienne surfacique – Le point O_s se déplace suivant la trajectoire de la torche

6.2.2 Source volumique

Lorsque l'apport d'énergie est réparti dans un volume, on utilise plutôt une densité volumique de flux. Ce type de modélisation est plus adapté lorsqu'on veut englober dans la formulation de l'apport de chaleur la contribution énergétique des phénomènes qui ont lieu dans le bain fondu.

Parmi les modèles de source volumique communément utilisés dans la simulation numérique du soudage, on retrouve principalement les sources conique et en double ellipsoïde.

Source conique

Cette source proposée par Goldak (Goldak et al., 1986) correspond à une distribution radiale gaussienne et affine dans la profondeur. L'énergie est ainsi apportée dans un domaine de forme conique (cf. Figure 6.3). Ce type de source, particulièrement adaptée aux procédés de soudage à haute énergie (faisceau d'électrons, laser), est décrite par l'équation (6.9).

$$Q(x_s, y_s, z_s) = \frac{9\eta UI}{\pi s(r_0^2 + r_0 r_1 + r_1^2)} \exp\left[-3\left(\frac{x_s^2 + y_s^2}{r_z^2}\right)\right] \quad (6.9)$$

$$r_z = r_0 + \frac{r_0 - r_1}{s} z_s$$

où r_0 et r_1 sont respectivement les rayons de la gaussienne pour $z_s=0$ et $z_s=-s$,
 s est la profondeur de pénétration de la source,

η , U , I sont respectivement le rendement du procédé, la tension et l'intensité de soudage
 x_s , y_s , z_s les coordonnées du point M dans le repère de la source (O_s , x_s , y_s , z_s).

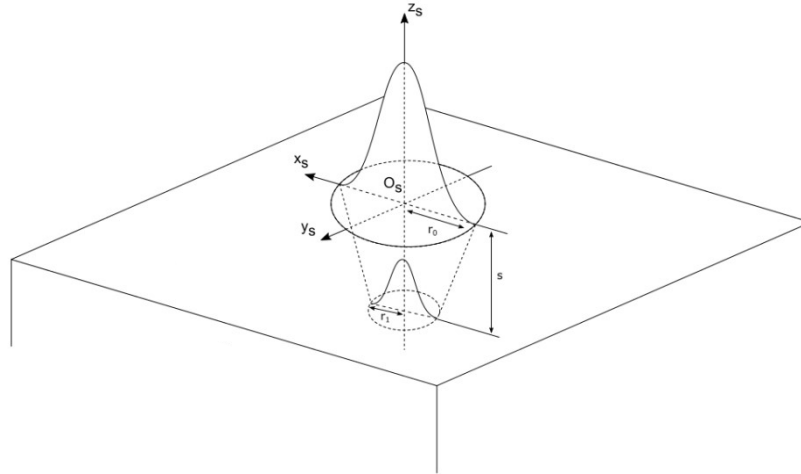


Figure 6.3 : Source gaussienne à décroissance affine en z – Le point O_s se déplace suivant la trajectoire de la torche

Source double ellipsoïde

Cette source proposée par Goldak (Goldak et al., 1984) permet de tenir compte de la différence d'apport de chaleur devant et derrière le centre de l'arc (cf. Figure 6.4). Cette source est bien adaptée aux procédés de soudage à l'arc avec apport de matière (MIG, MAG, TIG). Les ellipsoïdes sont décrits par les équations (6.10) et (6.11).

En avant de l'arc ($y_s > 0$) :

$$Q_f(x_s, y_s, z_s) = f_f \frac{6\sqrt{3}}{a_f b c \pi \sqrt{\pi}} \eta U I \exp \left[-3 \left(\frac{x_s^2}{b^2} + \frac{y_s^2}{a_f^2} + \frac{z_s^2}{c^2} \right) \right] \quad (6.10)$$

En arrière de l'arc ($y_s < 0$) :

$$Q_r(x_s, y_s, z_s) = f_r \frac{6\sqrt{3}}{a_r b c \pi \sqrt{\pi}} \eta U I \exp \left[-3 \left(\frac{x_s^2}{b^2} + \frac{y_s^2}{a_r^2} + \frac{z_s^2}{c^2} \right) \right] \quad (6.11)$$

où Q_f et Q_r sont les flux de chaleur volumiques de la source,

η , U , I sont respectivement le coefficient de rendement du procédé, la tension et l'intensité de soudage,

f_f et f_r sont des coefficients de distribution d'énergie,

a_r , a_f , b , c sont les demi-axes des ellipsoïdes,

x_s , y_s , z_s les coordonnées du point M dans le repère de la source (O_s , x_s , y_s , z_s)

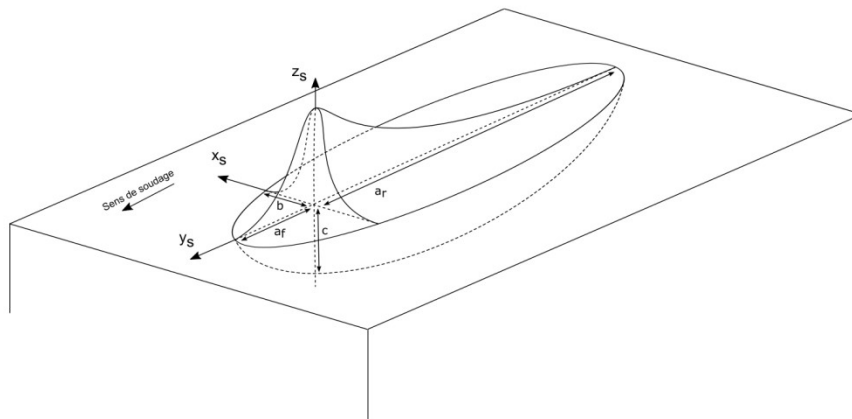


Figure 6.4 : Source de type double ellipsoïde – Le point O_s se déplace suivant la trajectoire de la torche

La conservation de l'énergie implique que :

$$f_r + f_f = 2 \quad (6.12)$$

Sachant que la densité volumique de chaleur est continue dans le plan $y_s=0$, on obtient :

$$f_f = \frac{2a_f}{a_r + a_f} \quad \text{et} \quad f_r = \frac{2a_r}{a_r + a_f} \quad (6.13)$$

Classiquement les paramètres du terme source sont déterminés par méthode inverse si l'on dispose de mesures expérimentales (thermogrammes de soudage). Goldak et al ont cependant constaté que les axes des ellipsoïdes corrélaient les dimensions du bain fondu, les valeurs de ces paramètres pouvant être obtenues via des macrographies pour effectuer une première estimation.

6.2.3 Choix et identification des paramètres de la source de chaleur

Concernant la modélisation du problème thermique d'une opération de soudage, la principale difficulté réside dans la modélisation de la source de chaleur ainsi que dans l'estimation de la quantité d'énergie utile pour le chauffage des pièces métalliques. L'utilisation de la méthode du flux de chaleur nécessite souvent un recalage des coefficients du modèle sur des données expérimentales (thermogrammes, formes de ZAT et de ZF). L'apport de chaleur dépend du procédé de soudage mais aussi de la présence ou non de métal d'apport, du mode opératoire (monopasse ou multipasse) et de la stratégie de modélisation (2D ou 3D). Dans notre cas, la source volumique de type double ellipsoïde sera utilisée. Ce choix est motivé par le fait que ce type de source convient bien pour modéliser l'apport

d'énergie associé au procédé de soudage à l'arc. Les paramètres de cette source ont été recalés à partir de thermogrammes expérimentaux (présentés dans le § 1.2.2). Le Tableau 6.1 présente les paramètres de source utilisés pour l'analyse thermique ainsi que la position de la source dans le repère du cordon (O_c, x_c, y_c, z_c) (Figure 6.5).

N° passe	η	a_f (mm)	a_r (mm)	b (mm)	c (mm)	x_0 (mm)	y_0 (mm)
1	0,7	1,9	4,1	4,5	4,4	3,5	2,8
2	0,7	1,0	3,0	6,4	5,2	9,0	3,0
3	0,6	2,0	4,0	4,5	4,5	4,0	6,0
4	0,5	2,0	4,0	4,5	4,5	3,0	9,0

Tableau 6.1 : Paramètres de la source volumique double ellipsoïde - x_0 et y_0 sont les coordonnées du point O_s dans le repère « cordon »

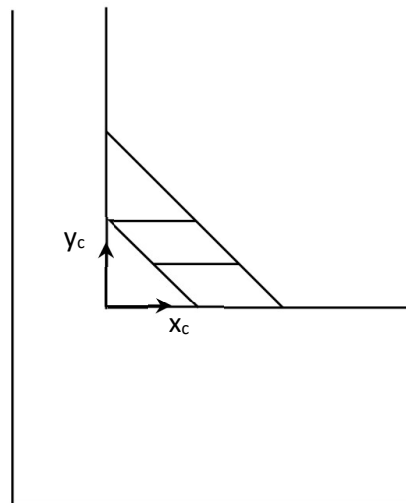


Figure 6.5 : Repère lié au cordon pour le positionnement de la source de chaleur

6.3 Simulation thermique

6.3.1 Maillage de la géométrie

Un maillage 3D peut rapidement conduire à des temps de calcul difficilement acceptables dans un contexte industriel. Une des techniques utilisée pour pallier ce problème consiste à réaliser une simulation bidimensionnelle en modélisant une section transverse, perpendiculaire au sens de soudage. Même si ces simulations modélisent correctement les contraintes transverses dans le plan elles ont tendance à surestimer la contrainte dans le sens de soudage (Bergheau, 2004). Une autre technique consiste à utiliser un maillage adaptatif sur un problème tridimensionnel. Cette approche a pour but de raffiner le maillage à proximité de la source en suivant son déplacement le long du joint

(Lindgren et al., 1997) (Bergheau et al., 2000). L'utilisation d'un maillage adaptatif est relativement complexe à mettre en œuvre et nécessite de disposer d'un algorithme de transfert des grandeurs physiques entre les deux maillages. Cette technique peut aussi être utilisée dans le cas de structures minces en maillant la zone raffinée à l'aide d'éléments 3D et le reste de la structure avec des éléments coques. Dans notre cas, étant donné l'épaisseur des pièces, un maillage 3D raffiné dans les zones proches des cordons sera utilisé par la suite.

Pour rappel, les joints soudés sont réalisés par un robot de soudage possédant deux torches permettant ainsi de déposer les cordons de part et d'autre du raidisseur simultanément. La structure possède donc un plan de symétrie nous autorisant à simplifier la géométrie (cf. § 1.3). La forme des cordons a elle aussi été simplifiée (en s'inspirant des formes définies dans le DMOS présenté § 1.2) dans le but de faciliter leur implémentation dans le code de calcul. Dans notre étude, la structure est discrétisée à l'aide d'hexaèdres linéaires (DC3D8) et de pentaèdres linéaires (DC3D6). La zone proche du cordon a été raffinée (taille de maille d'environ 1 mm) le maillage devenant progressivement grossier au fur et à mesure de l'éloignement de la zone d'intérêt (cf. Figure 6.6). Les dimensions de la géométrie correspondent à celles données en § 1.2.1, la longueur de soudage simulée est de 100 mm ce qui correspond à la longueur d'un demi-tronçon.

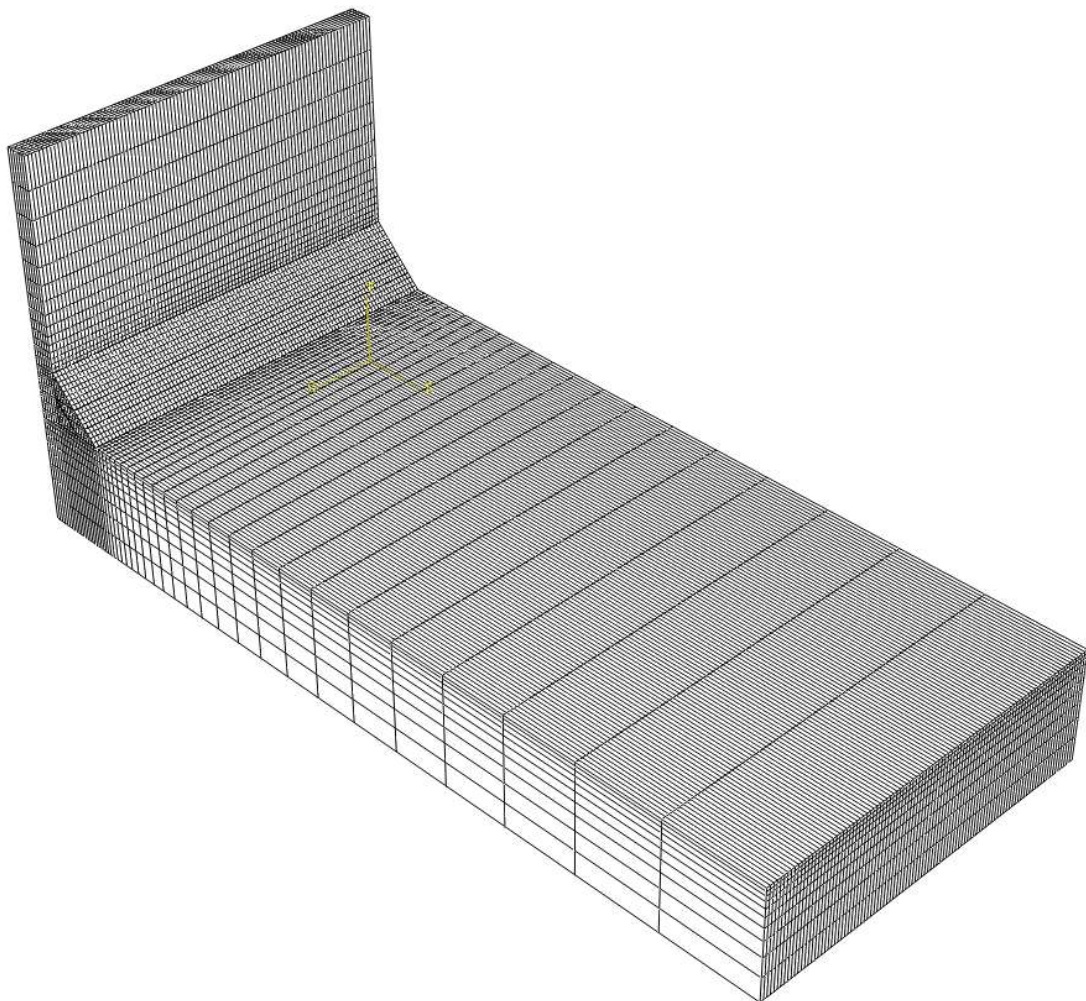


Figure 6.6 : Maillage du tronçon représentatif du joint d'angle en T

6.3.2 Modélisation du contact plaque raidisseur et de l'apport de matière

Avant de réaliser les 4 passes formant le joint soudé entre la plaque et le raidisseur, les pièces sont « préassemblées ». Cette opération appelée agrafage a pour but de maintenir les pièces en position en vue du soudage. Pour les maquettes étudiées le procédé d'agrafage des pièces est de type TIG manuel avec apport de matière. Cette opération permet, en plus d'assurer le maintien en position, de réduire la surface de contact entre les pièces. Pour l'analyse thermique, le contact entre la plaque et le raidisseur est donc supposé parfait (résistance de contact thermique nulle). Lors du soudage, l'assemblage est assuré par la fusion locale des deux pièces ainsi que du cordon déposé, le contact entre la structure et les cordons et entre les cordons sont également supposés parfaits.

Dans ABAQUS, la gestion du contact est réalisée à l'aide de l'option `*CONTACT PAIR` et du paramètre `SMALL SLIDING`, la résistance de contact thermique est gérée par l'option `*GAP CONDUCTANCE`. Avec cette option le contact est défini entre deux surfaces qu'il faut créer lors de la mise en données du problème. Les nœuds de chaque surface qui sont en vis-à-vis se voient attribuer les mêmes degrés de liberté (Température) assurant ainsi la liaison entre les deux pièces. C'est de cette manière que sont gérés les contacts entre la plaque, le raidisseur et les cordons.

La modélisation du dépôt du cordon de soudure peut être effectuée de différentes manières. Les éléments composant le cordon peuvent être intégrés simultanément à la structure au début de chaque passe de soudage. Il est possible dans ce cas d'attribuer à ces éléments des propriétés thermo-physiques différentes du matériau concerné de manière à minimiser les perturbations sur la structure environnante. Les éléments du cordon se voient attribuer les propriétés réelles du matériau lorsque la température décroît et atteint la température de solidification après le passage de la source de chaleur. Une autre approche consiste à intégrer les éléments composant le cordon de manière progressive. L'élément est intégré et lié à la structure lorsque la température décroît et atteint la température de solidification. Avec cette méthode il n'est pas nécessaire d'attribuer des propriétés thermophysiques fictives aux éléments du cordon. Pour l'analyse thermique il n'est pas nécessaire d'activer de manière progressive les éléments du cordon, en effet, lors du soudage de tôles épaisses, l'influence du cordon sur la réponse thermique de la structure est négligeable. Pour notre étude, l'ensemble des éléments composant un cordon sont intégrés simultanément à la structure. Au début du calcul seuls les éléments de la plaque, du raidisseur et du cordon de la passe 1 sont présents. Les éléments des cordons ainsi que les relations régissant les contacts des passes 2, 3 et 4 sont « inactifs », ils ne sont donc pas pris en compte dans le calcul car non connectés au reste de la structure. La fonction utilisée dans ABAQUS est nommée `*MODEL CHANGE`. A l'issue des étapes de chauffage et de refroidissement, les éléments composant le cordon de la passe 2 sont « activés » ainsi que les relations régissant le contact du cordon avec le reste de la structure. Les surfaces d'échange avec le milieu ambiant sont actualisées et les étapes de chauffage et de refroidissement sont exécutées. Ce processus est répété pour les passes 3 et 4. La manière dont sont modélisés l'apport et les pertes de chaleur est détaillée dans la suite de ce chapitre.

6.3.3 Modélisation de l'apport et des pertes d'énergie

L'analyse thermique permet d'obtenir le champ de température dans la structure lors d'une opération de soudage. Les évolutions des caractéristiques thermophysiques de l'acier en fonction de la température données § 3.6.2 sont renseignées dans ABAQUS sous forme de tableaux de la température ambiante jusqu'à 1000 °C. Au-delà ces valeurs sont maintenues constantes à partir de la dernière valeur connue. On suppose pour la modélisation thermique, que le matériau est homogène mais avec des propriétés thermophysiques tenant compte indirectement des transformations de phases.

Dans notre étude, les effets thermiques du procédé de soudage sont modélisés en imposant des conditions aux limites de pertes et de source de chaleur. L'apport est modélisé par un flux de chaleur volumique, généralement déterminé par la puissance et le rendement du procédé de soudage utilisé. La source de chaleur utilisée dans notre étude correspond à un double ellipsoïde (Goldak et al., 1986). La source est définie dans un repère local mobile par rapport au repère global de la structure. Dans notre cas, la trajectoire de la source de chaleur est rectiligne et sa vitesse est constante (Figure 6.7). Le logiciel ABAQUS bien que n'étant pas dédié à la simulation numérique du soudage, laisse la possibilité via des sous-programmes d'intégrer à la simulation des applications propres au soudage. Le

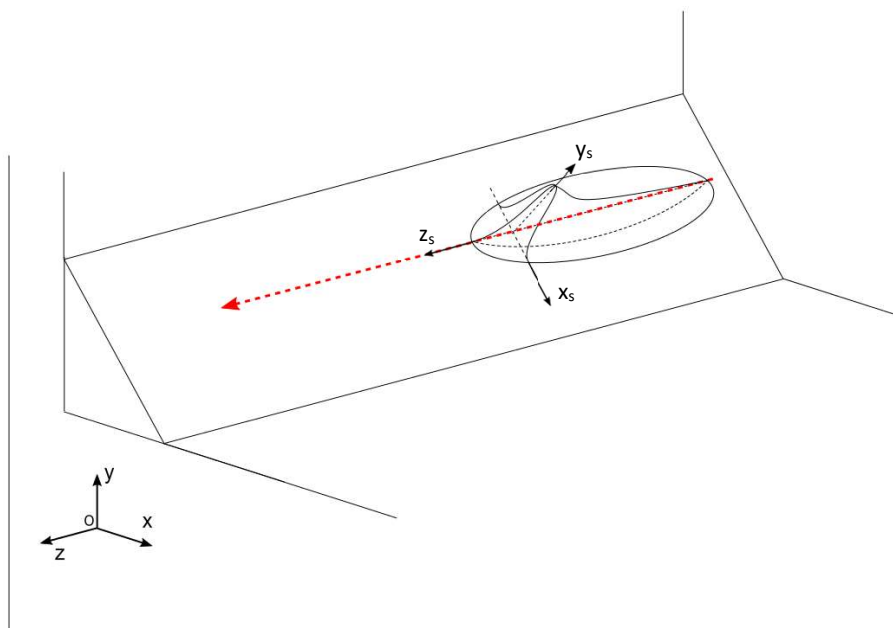


Figure 6.7 : Positionnement et trajectoire de la source de chaleur

sous-programme DFLUX a été adapté dans cette étude de manière à gérer la distribution spatiale, la position et le déplacement de la source thermique au cours de l'opération de soudage. L'utilisateur doit donc définir la valeur du flux volumique dans le repère mobile (O_s, x_s, y_s, z_s) et renseigner les valeurs des différents paramètres. La position de la source de chaleur dans le repère global (O, x, y, z) à l'instant t_0 (début de la soudure) est également définie. La vitesse de déplacement du repère mobile correspond à celle de la torche. La température initiale de la structure est de 110 °C, ce qui correspond

à la température de préchauffage de la pièce prévue par le mode opératoire de soudage. Les pertes sont également définies via le sous-programme `FILM`. Ce sous-programme permet de renseigner pour chaque étape du calcul les surfaces échangeant un flux avec le milieu extérieur. Les pertes sont définies par un coefficient d'échange global associant les pertes liées aux phénomènes de convection et de rayonnement. L'enchaînement successif des passes impose de réactualiser à chaque début de passe les nouvelles surfaces concernées par ces pertes (Figure 6.8).

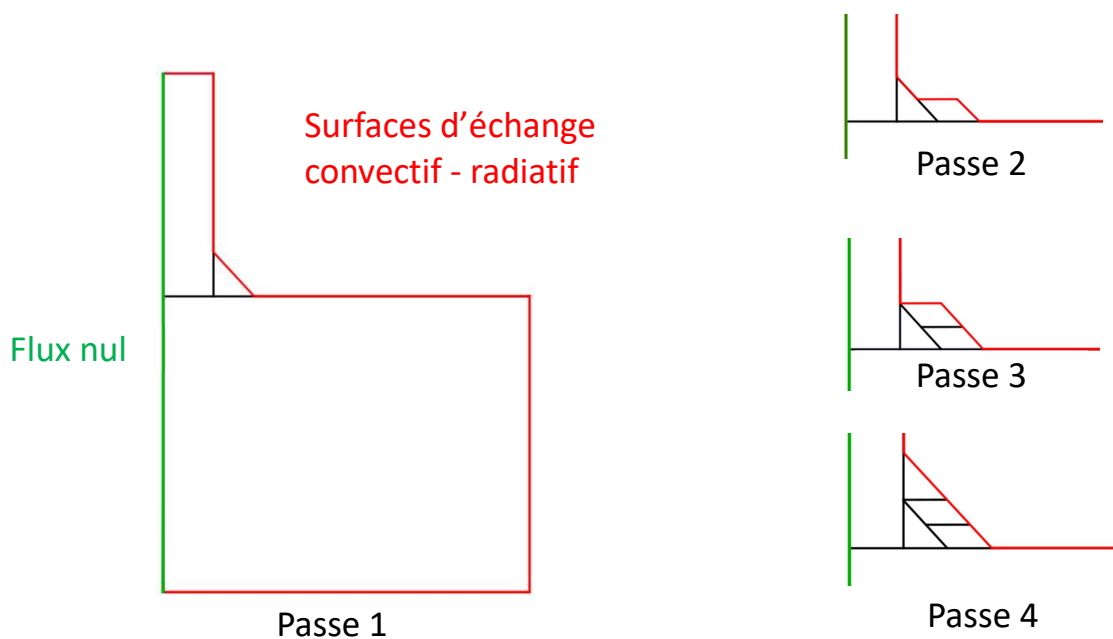


Figure 6.8 : Conditions aux limites de l'analyse thermique pour chaque passe

6.3.4 Résultats de l'analyse thermique

La comparaison des résultats de l'analyse thermique avec les mesures, est effectuée par rapport aux thermocouples d'une seule demi-section. Le choix de cette demi-section se justifie pour plusieurs raisons. Tout d'abord limiter la comparaison à 9 thermocouples plutôt qu'aux 28 thermocouples répartis dans deux sections transverses de manière à la simplifier. La demi-section retenue présente une densité plus importante de thermocouples, une meilleure répartition autour des 4 passes déposées. Cette demi-section présente également l'avantage d'avoir une majorité de thermocouples dont les signaux n'ont pas été perturbés lors de l'acquisition. La numérotation des thermocouples est indiquée Figure 6.9. Le thermogramme numérique est extrait au nœud du maillage le plus proche de la position du thermocouple lui correspondant. Les comparaisons des thermogrammes expérience-calcul sont présentées pour les différentes passes dans les Figure 6.11, Figure 6.12 et Figure 6.13. D'une manière générale, une concordance satisfaisante entre les résultats est observée. On constate, pour l'ensemble des passes et des thermogrammes que la vitesse de refroidissement calculée est plus élevée que celle mesurée par les thermocouples. Le fait que le système utilisé pour maintenir la

structure à la température de préchauffage ne soit pas modélisé pourrait expliquer en partie ce constat.

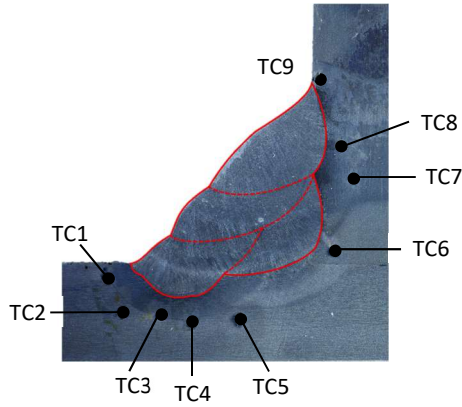


Figure 6.9 : Position des thermocouples dans la demi-section sélectionnée

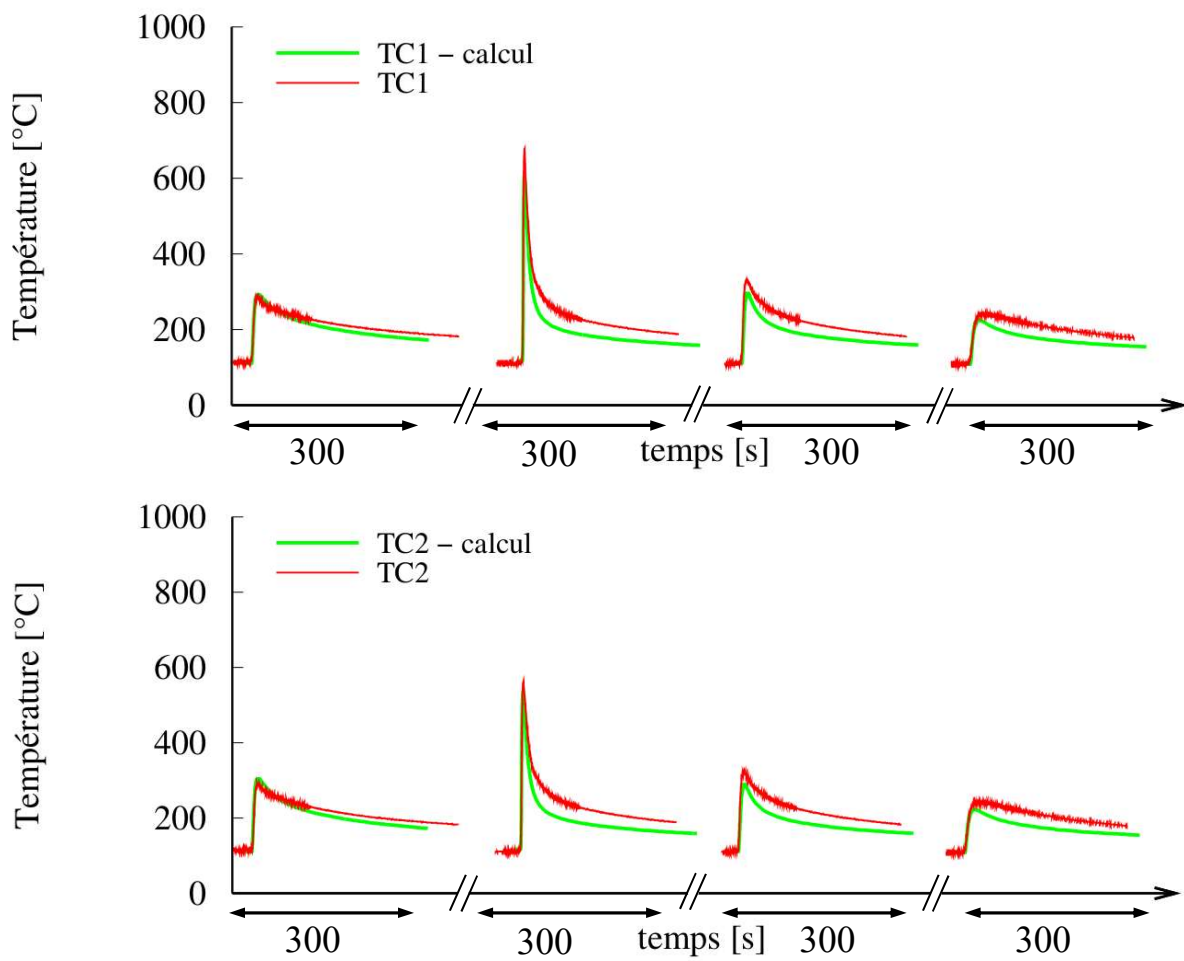


Figure 6.10 : Comparaison des thermogrammes expérience-calcul pour les quatre passes - TC1 et TC2

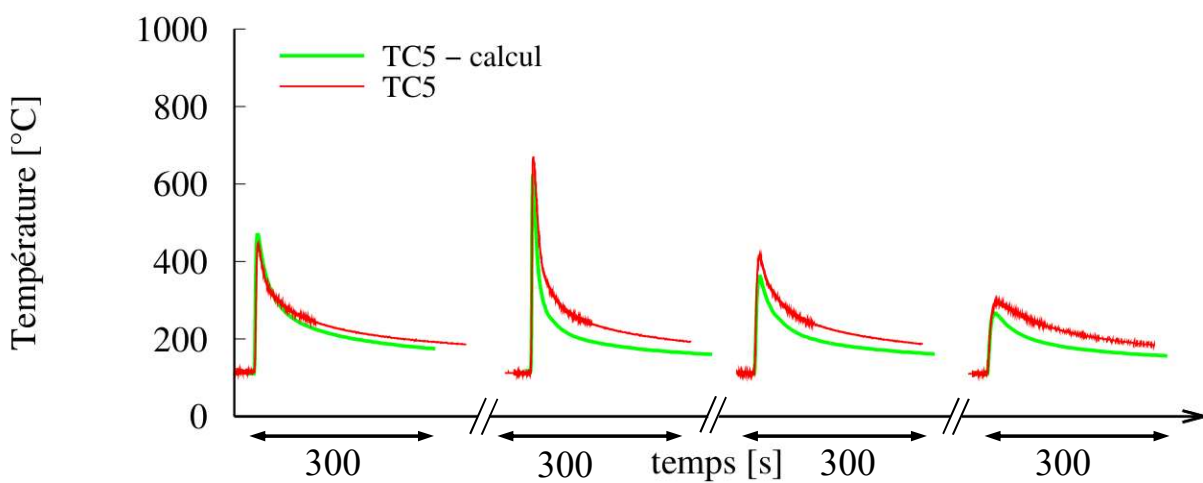
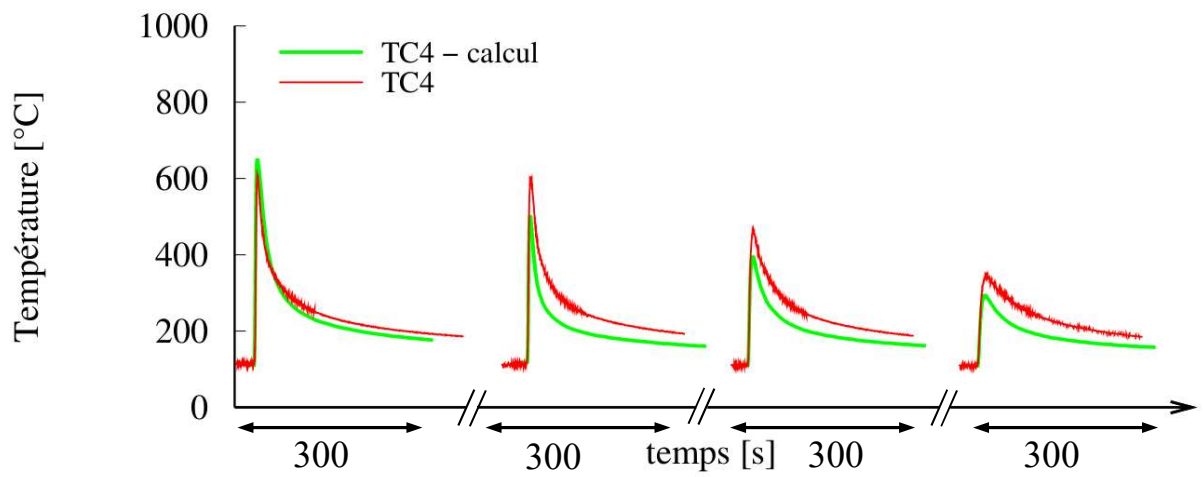
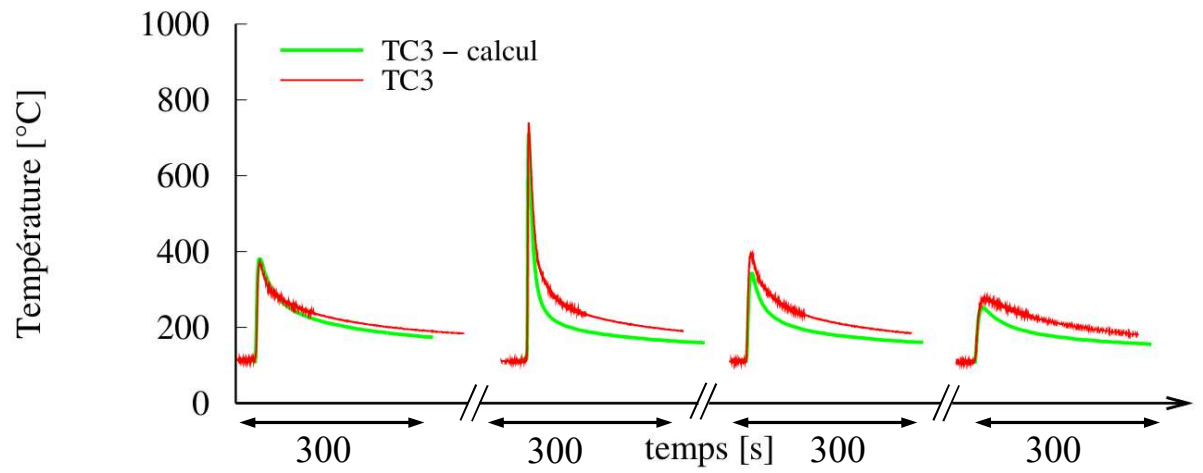


Figure 6.11 : Comparaison expérience-calcul des thermogrammes pour les quatre passes - TC3, TC4 et TC5

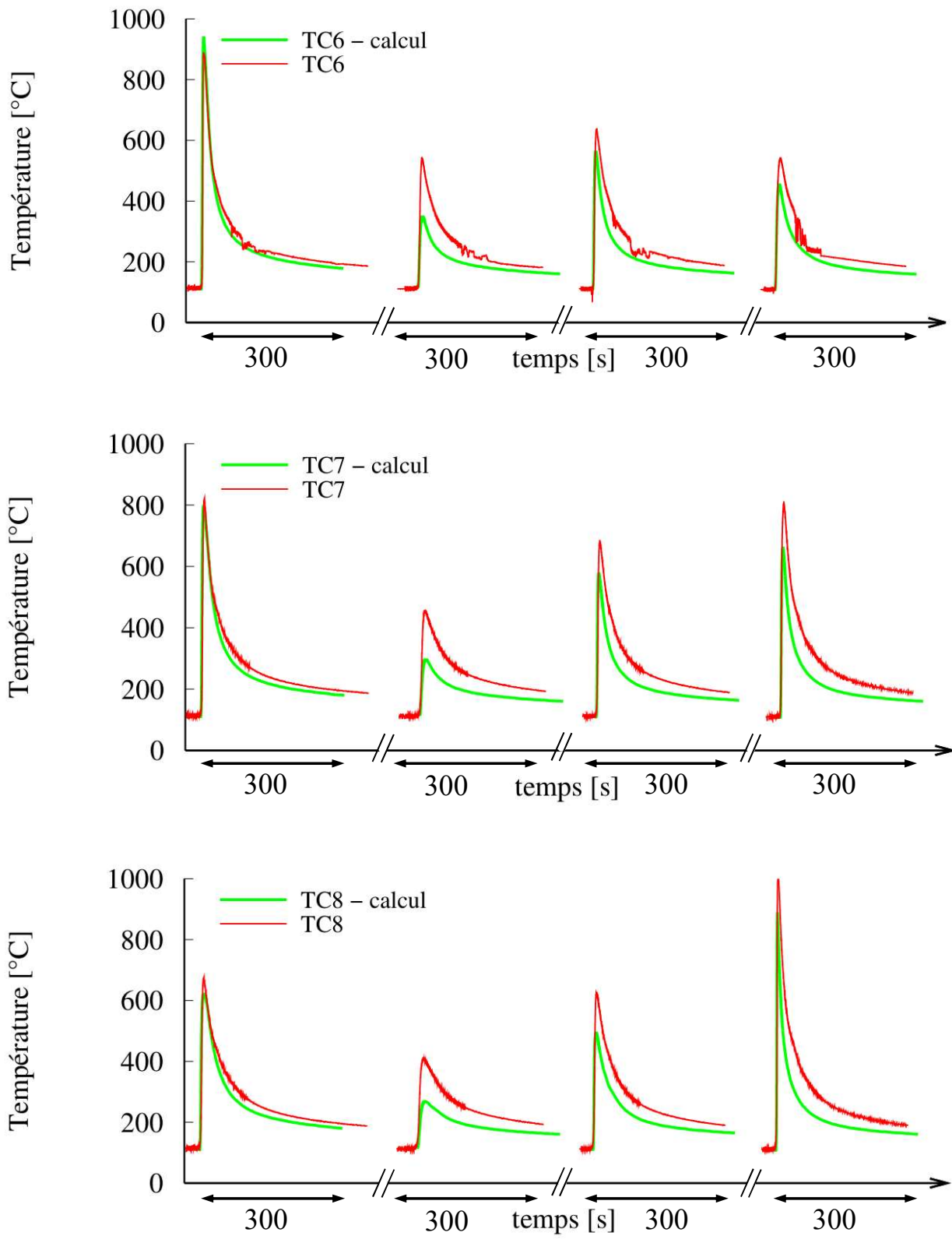


Figure 6.12 : Comparaison expérience-calcul des thermogrammes pour les quatre passes - TC6, TC7 et TC8

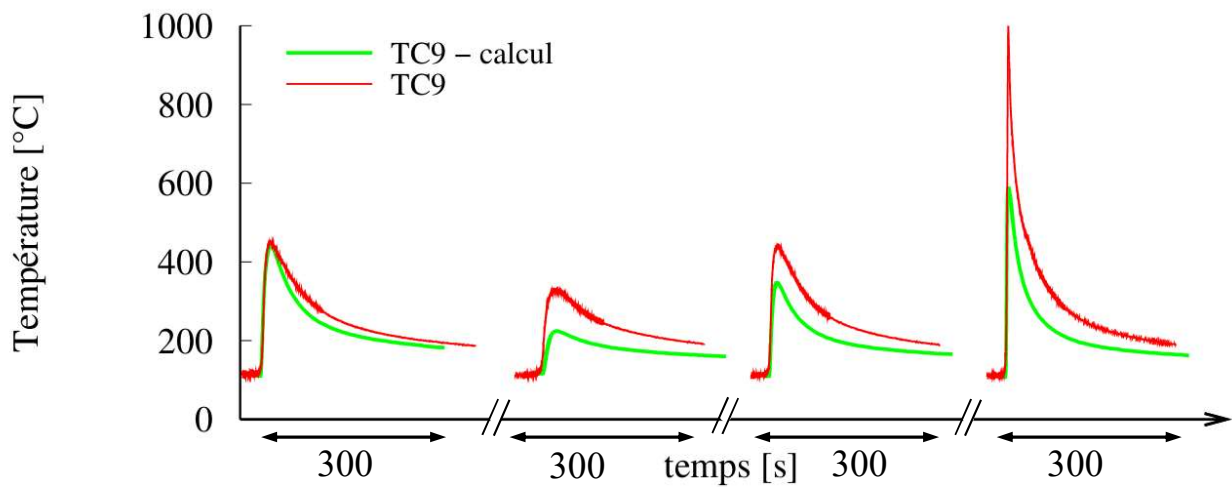


Figure 6.13 : Comparaison expérience-calcul des thermogrammes pour les quatre passes – TC9

Les thermogrammes numériques des TC1, TC2, TC3, TC4, et TC5 sont proches des résultats expérimentaux obtenus pour les quatre passes. Pour le TC6, le pic de température prédit pour la passe 2 est inférieur à la mesure. Cependant ces températures maximales ne dépassent pas Ac_1 ce qui limite probablement l'influence de cet écart pour la prédiction des contraintes résiduelles. Le même constat est noté pour le TC7 lors des passes 2 et 3. Pour ce TC, à la passe 4, la température maximale mesurée dépasse Ac_3 alors que la température prédite par le calcul est inférieure à Ac_1 . Cela pourrait s'avérer problématique pour le calcul mécanique s'agissant d'une zone de changement de phase au chauffage. Cependant le TC7 se situant dans une zone de fort gradient thermique, cet écart peut être dû à un décalage spatial entre le point de mesure et le nœud correspondant du maillage. Pour le TC8, la différence la plus importante se situe à la passe 2 mais les températures maximales sont inférieures à Ac_1 , idem pour la passe 3. Pour le TC9, une différence importante est observée en valeur maximale atteinte. On note cependant que ce point de mesure est situé à proximité de la zone fondue mais également de la surface du raidisseur. Cela peut provenir du modèle thermique équivalent utilisé et des conditions d'échange thermique spécifique de cette zone.

Une autre vérification des résultats de l'analyse thermique consiste à comparer les formes de zones fondues calculées et expérimentales. Ces comparaisons sont effectuées à l'aide des macrographies présentées au § 1.3.2. Les résultats comparant la position de l'isovaleur $T = 1450\text{ °C}$ (température de fusion fournie par Naval Group) et la limite de zone fondue de la macrographie correspondante sont présentés Figure 6.14. Les formes simplifiées des cordons retenues pour le calcul sont également représentées sur cette figure.

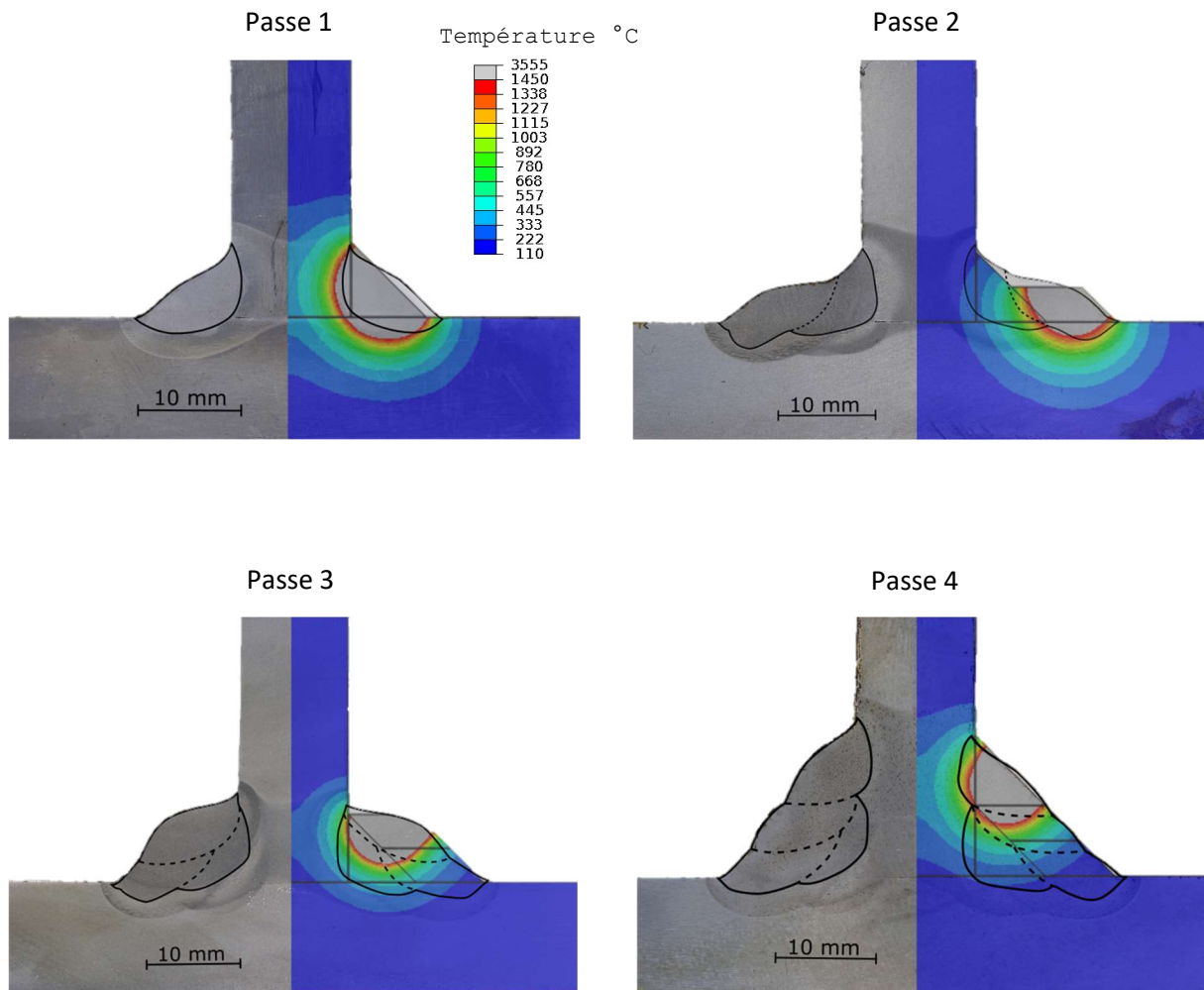


Figure 6.14 : Formes des zones fondues. Comparaison expérience-calcul pour les quatre passes

Les formes des zones fondues des quatre passes visibles sur les macrographies sont relativement plus complexes que celles prédites. Il faut tout de même rappeler que la détermination des paramètres des sources par méthode inverse n'intégrait pas les formes des zones fondues comme données d'entrée pour l'optimisation. Cependant, la prédiction des formes des zones fondues pour les passes 1 et 2 est globalement satisfaisante. Une différence plus importante est observée pour la passe 3, cela peut s'expliquer par le fait que le terme source affecté à cette passe est relativement peu étalé latéralement avec des paramètres de largeur et de profondeur égaux. Cette passe étant déposée sur les deux passes précédentes, on peut physiquement s'attendre à un étalement de la matière déposée qui n'est pas pris en compte dans la simulation. La même observation avec un effet moindre peut être notée pour la passe 4. Dans l'ensemble le modèle thermique permet d'obtenir une adéquation correcte par rapport aux résultats expérimentaux. La Figure 6.15 donne une vision plus globale du champ de température dans le maillage.

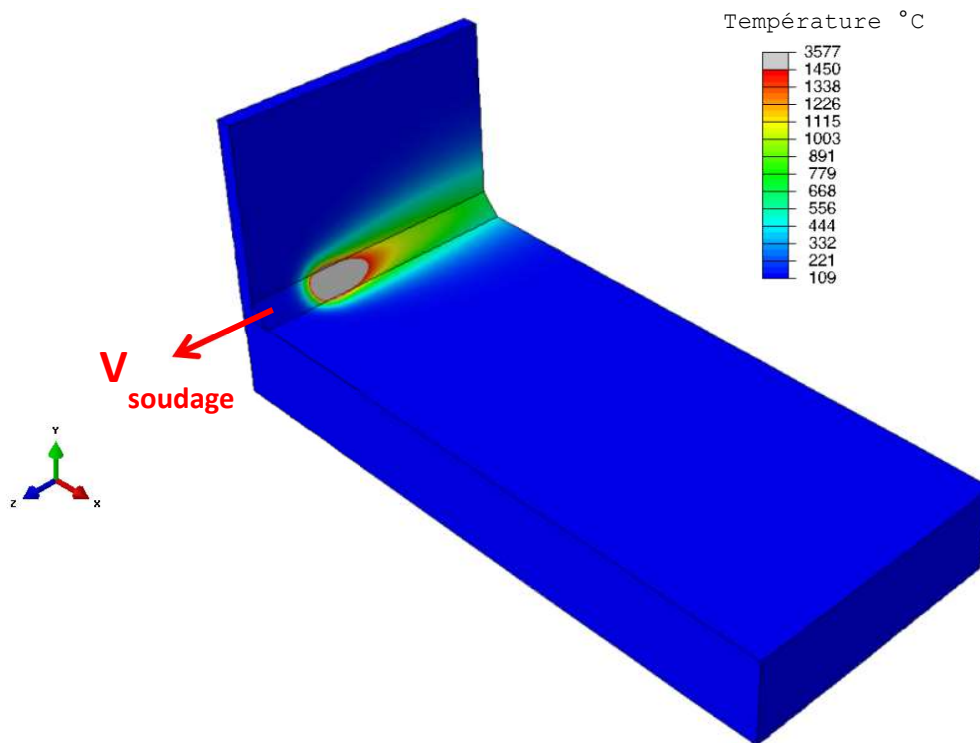


Figure 6.15 : Isovaleurs du champ de température lors du soudage pour la passe 1 à un instant particulier

6.4 Simulation thermo-métallurgique

L'analyse thermo-métallurgique est réalisée conjointement avec l'analyse thermique. Pour cette analyse, le sous-programme `UMATHHT` a été adapté pour décrire les transformations métallurgiques. Cette analyse permet donc de calculer la fraction volumique d'austénite formée ainsi que la taille moyenne des grains austénitiques. Les fractions volumiques de bainite et de martensite formées lors du refroidissement ainsi que la dureté Hv_{10} sont également calculées. Les résultats sont présentés dans la suite de ce chapitre.

6.4.1 Résultats métallurgiques

La Figure 6.16 illustre l'évolution de la structure métallurgique et présente sur la section transverse médiane les isovaleurs du maximum de la fraction volumique d'austénite formée au cours du chauffage. Les Figure 6.17 et Figure 6.18 représentent les fractions volumiques des phases bainitique et martensitique (formées à partir de l'austénite) à la fin de chaque passe. On constate que la quantité de bainite formée est faible par rapport à celle de la martensite. La phase bainitique se situe principalement dans le raidisseur là où les vitesses de refroidissement sont les plus faibles. L'épaisseur de la plaque ayant pour effet d'absorber une grande partie de la chaleur fournie par le procédé, il est normal que l'on retrouve un fort pourcentage de martensite sous le cordon. Il faut noter que la phase métallurgique présente dans la zone fondue à la fin du refroidissement est par hypothèse de la martensite.

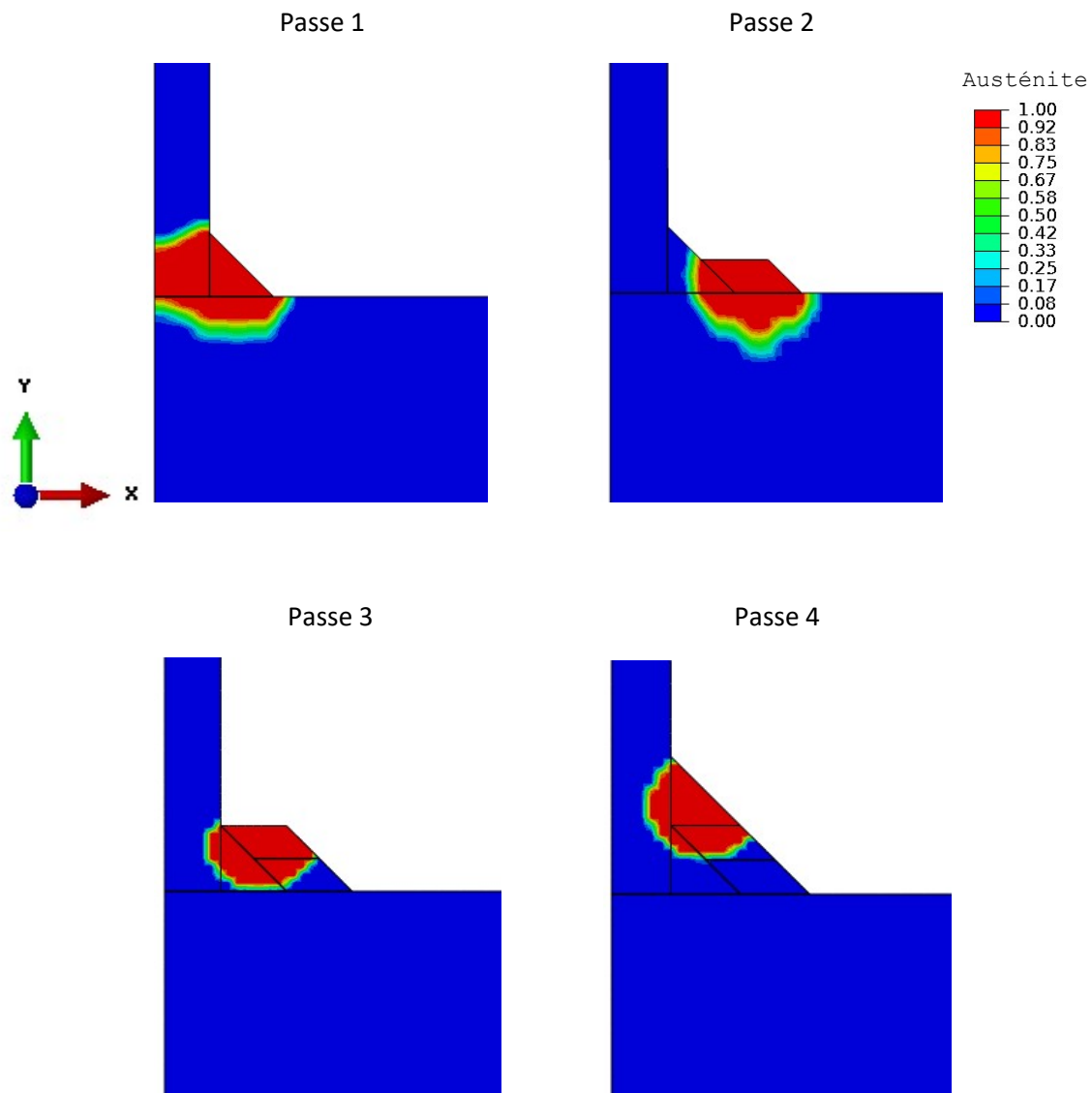


Figure 6.16 : Isovaleurs du maximum de la fraction volumique d'austénite formée lors du chauffage

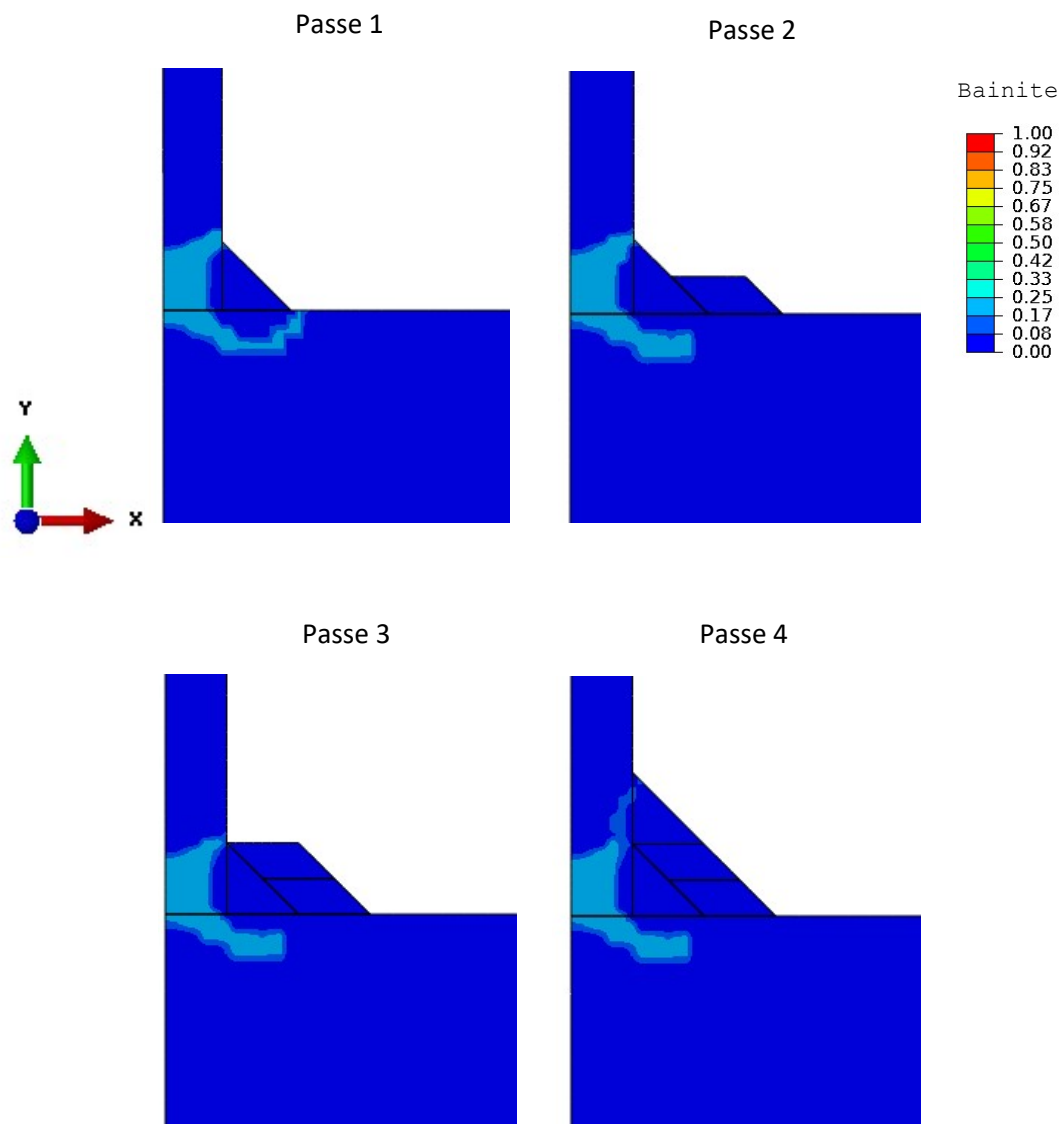


Figure 6.17 : Isovaleurs de la fraction volumique de bainite formée à la fin de chaque passe de soudage

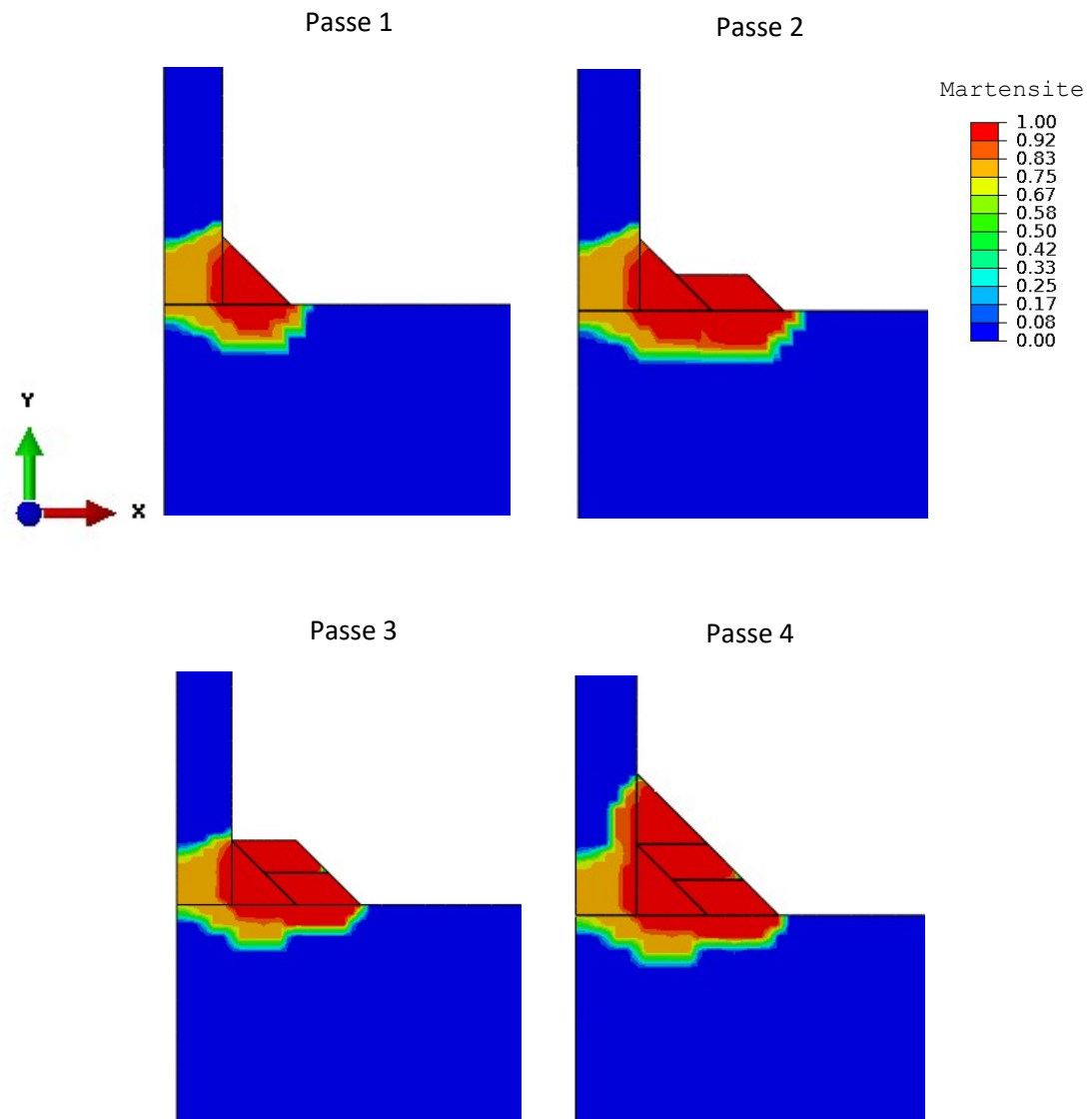


Figure 6.18 : Isovaleurs de la fraction volumique de martensite formée à la fin de chaque passe de soudage

Comparaison calcul-expérience des duretés

Dans notre étude, la dureté est calculée à partir de la nature et des fractions volumiques des phases métallurgiques et de la vitesse de refroidissement. La comparaison calcul-expérience de la dureté dans le joint soudé est donc un moyen efficace pour valider l'analyse thermo-métallurgique et mettre en évidence les limites du modèle. Afin de comparer les cartographies de dureté (en Hv0,1) aux résultats du calcul EF (en Hv10), des mesures de dureté ont été effectuées sur des échantillons d'acier 80HLES ayant subi différents chargements thermiques. Ces chargements ont été définis de manière à obtenir des niveaux de dureté similaires à ceux rencontrés lors du soudage. Ces mesures ont permis de transposer la dureté Hv0,1 en dureté Hv10 (la démarche adoptée est détaillée dans l'annexe A). Pour comparer efficacement les résultats, une échelle commune a été définie pour les isovaleurs de dureté. Le modèle de dureté identifié au § 3.10 ne permet pas de prédire la dureté dans la ZF (le métal d'apport n'ayant fait l'objet d'aucune caractérisation). Les valeurs de dureté calculées dans cette zone ne sont donc pas représentatives et ont été grisées (cf. Figure 6.19). Pour la passe 1, les duretés calculées les plus élevées sont situées sur le pourtour de la ZF. Les duretés maximales sont comprises entre 382 et 394 Hv10 et sont légèrement inférieures aux duretés mesurées dans ces zones (environ 400 Hv10). Dans le reste de la ZAT, le modèle prédit une dureté comprise entre 360 et 371 Hv10 pour une dureté mesurée d'environ 350 Hv10 au même endroit. Pour cette passe, les résultats issus du calcul sont cohérents avec ceux de l'expérience.

Pour la deuxième passe, les duretés les plus élevées sont situées dans la plaque sous le cordon, la dureté calculée est de 410 Hv10 contre 420 Hv10 pour celle mesurée. Ces résultats sont cohérents puisque la vitesse de refroidissement, élevée dans cette zone, favorise la formation de martensite dont la dureté est proche de 400 Hv10. D'une manière générale, le modèle ne pourra pas prédire de dureté plus élevée que 410 Hv10 puisqu'il s'agit du niveau maximal atteint lors des essais ayant servi à identifier le modèle. Dans le reste de la ZAT, la dureté calculée demeure inchangée ce qui n'est pas le cas expérimentalement. En effet, pour les zones relativement éloignées de la zone fondue de la passe analysée, une diminution de la dureté est observée. Cette diminution pourrait être due à un revenu provoqué par la nouvelle passe sur le reste de la structure (cf. § 1.3.3), phénomène qui n'est pas pris en compte dans le modèle. Ce constat est valide pour les passes 3 et 4. L'augmentation de la dureté au voisinage de la ZF est bien prédite mais la diminution dans le reste de la ZAT n'est pas décrite par cette modélisation.

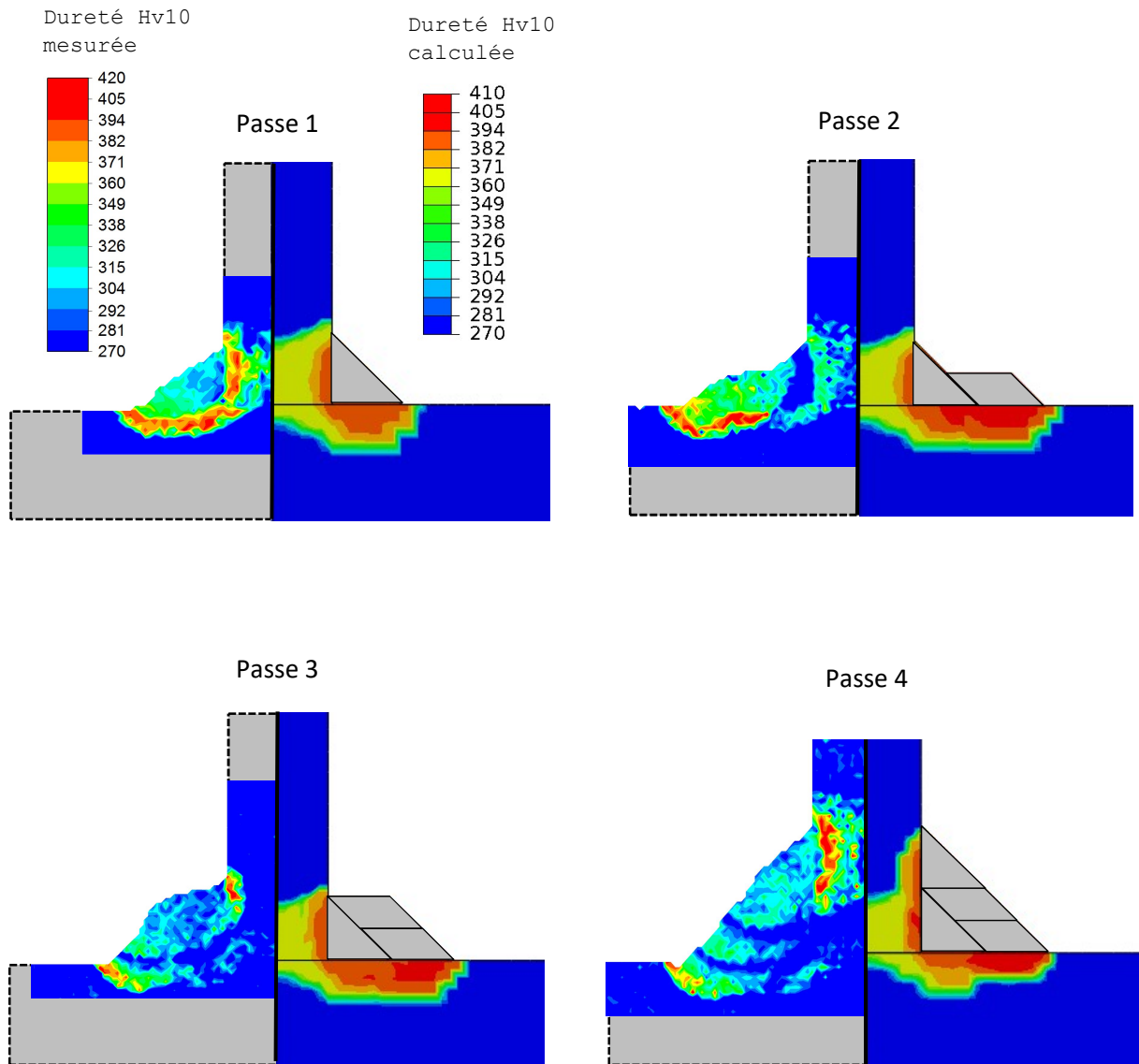


Figure 6.19 : Comparaison calcul-expérience de la dureté Hv10 dans le joint soudé à l'issue de chaque passe

6.5 Simulation métallurgique et mécanique

L'analyse métallurgique et mécanique est réalisée sur un maillage identique à celui de l'analyse thermique. Les éléments utilisés sont des hexaèdres linéaires à intégration réduite (C3D8R) et des pentaèdres linéaires (C3D6). L'utilisation d'éléments linéaires à intégration réduite est conseillée pour la simulation du soudage pour réduire la durée des calculs (Bergheau, 2004; Dye et al., 2001). La modélisation du comportement métallurgique et mécanique est réalisée via un sous-programme UMAT (cf. § 5.4). De la même manière que la simulation de l'essai « Satoh », ce sous-programme comprend les modèles métallurgique et mécanique identifiés pour l'acier 80HLES.

La structure plaque-raideur étant soudée au marbre avant de réaliser l'opération de soudage multipasse, on modélise ce bridage en encastrant les nœuds appartenant à la surface inférieure de la plaque. Cette condition est ensuite désactivée à la fin de la simulation pour représenter le débridage. Comme pour l'analyse thermique, les cordons sont activés au fur et à mesure de l'avancement du calcul. L'activation progressive des éléments dans ABAQUS nécessite d'élaborer un programme spécifique. De plus cette technique peut s'avérer coûteuse en temps de calcul. Si la modélisation de l'apport progressif de matière est importante pour la prédiction des distorsions, elle l'est moins lorsque l'on s'intéresse aux contraintes résiduelles. Les éléments des cordons sont activés sans contrainte ni déformation initiales et possèdent le même comportement métallurgique et mécanique que le métal de base. Les résultats métallurgiques obtenus étant similaires à ceux présentés au § 6.4.1, seuls les résultats mécaniques et en particulier l'analyse des contraintes résiduelles sont présentés dans la suite de ce chapitre.

6.5.1 Résultats mécaniques

En ce qui concerne les résultats mécaniques, on s'intéresse principalement à la prédiction des contraintes résiduelles dans les sens transverse et longitudinal. Les Figure 6.20 et Figure 6.21 présentent la répartition des contraintes résiduelles calculées dans le joint soudé à la fin de chaque passe et après débridage. Les contraintes longitudinales sont les plus élevées, le niveau maximal en tension est atteint sous le cordon pour les passes 1, 2 et 3. Ce constat est différent pour la passe 4 puisque la présence de contraintes en traction, également élevées, est observée dans le raidisseur. A partir du bas de la plaque et en remontant dans la direction y, on note la présence de contraintes de compression. Le minima est atteint aux deux tiers de la plaque pour l'ensemble des passes. Le niveau de contrainte en compression augmente au fur et à mesure des passes. Les contraintes de compression les plus élevées se situent au niveau de la surface externe du cordon pour les quatre passes. Les niveaux atteints par les contraintes transverses sont moins importants que ceux des contraintes longitudinales. De la même manière, les valeurs les plus élevées en tension sont situées sous les cordons. On note également la présence d'une zone de contraintes de compression dans la plaque. On retrouve également des contraintes de compression sur la surface externe du cordon déposé. Globalement, les contraintes se situent principalement dans la zone de la structure proche du cordon

de soudure avec un niveau de contraintes plus élevé sous le cordon. Dans le reste de la plaque (non représenté sur les Figure 6.20 et Figure 6.21), le niveau des contraintes résiduelles est assez faible et décroît au fur et à mesure de l'éloignement des cordons. Les résultats obtenus par le calcul montrent que l'enchaînement des passes provoque une modification significative de la répartition des contraintes résiduelles dans le joint soudé.

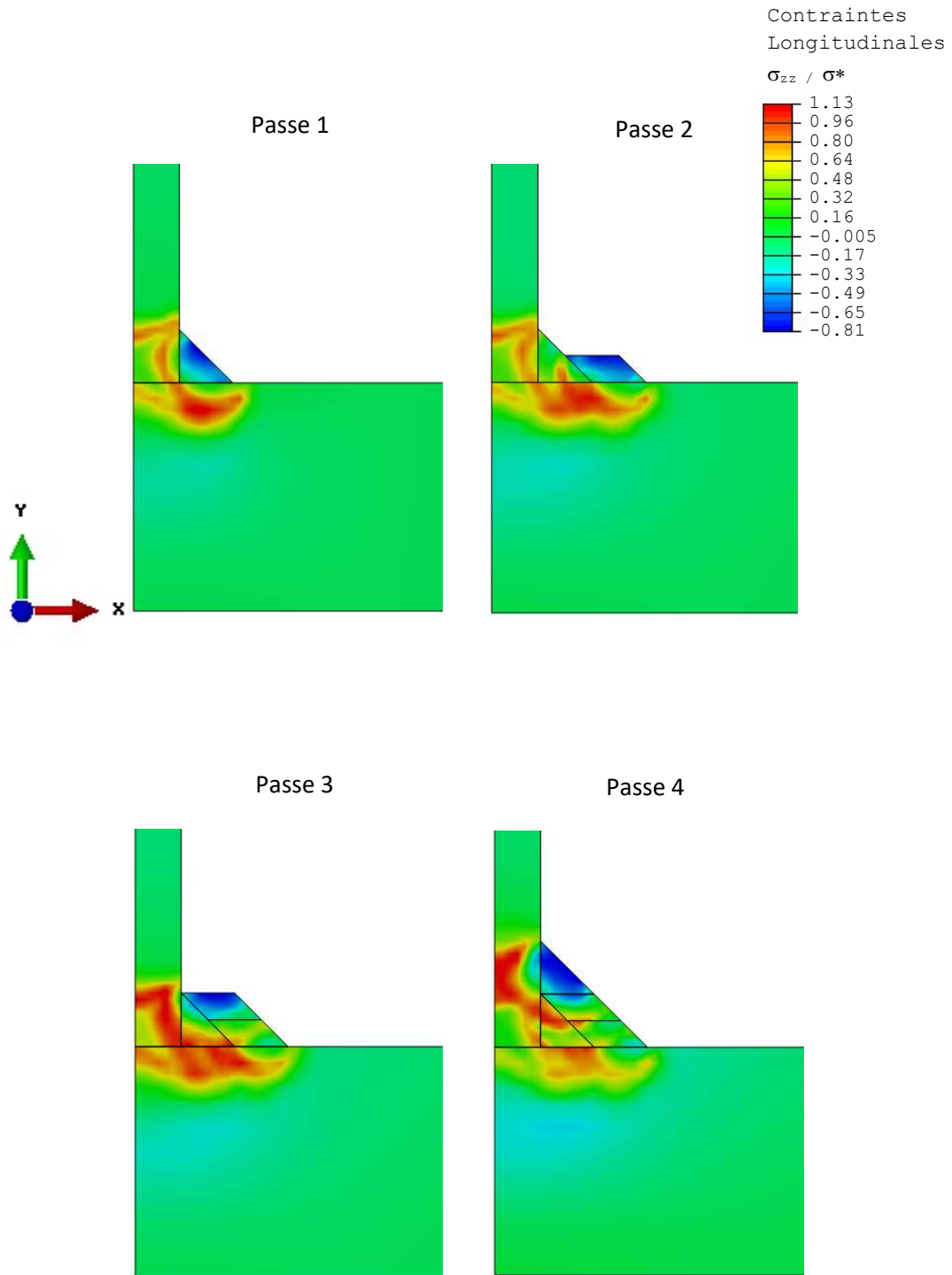


Figure 6.20 : Répartition des contraintes résiduelles calculées dans le joint soudé dans la direction longitudinale - σ_{zz}

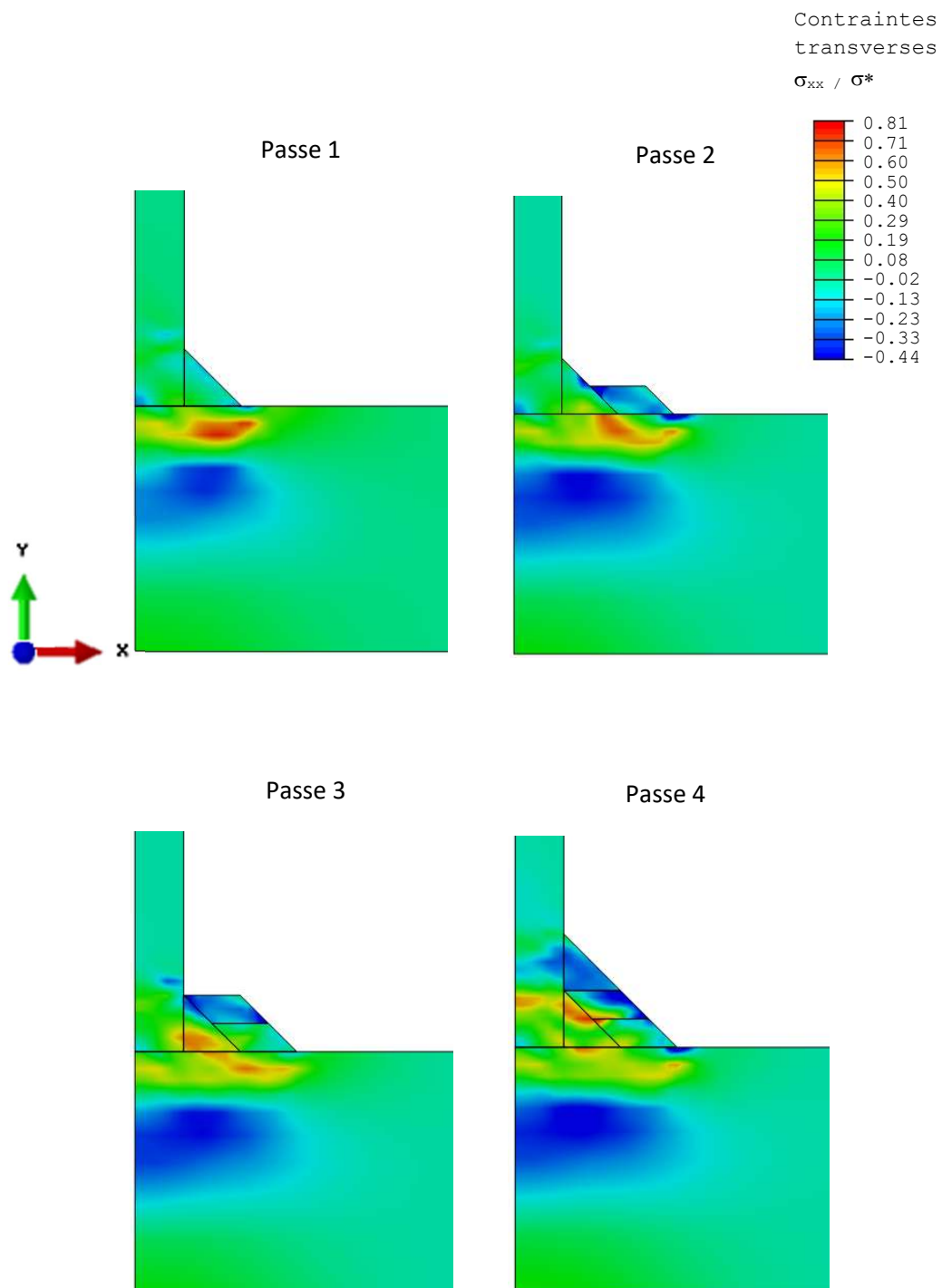


Figure 6.21 : Répartition des contraintes résiduelles calculées dans le joint soudé dans la direction transverse - σ_{xx}

Les résultats obtenus en termes de contraintes résiduelles ont montré que le procédé de soudage n'affecte qu'une zone très localisée de la structure. Ceci peut se confirmer par l'observation de la déformation plastique cumulée résultant de ces calculs. Cette variable positive contient et accumule au cours du temps toutes les déformations générées par les phénomènes de plasticité. Elle est définie par l'équation (6.14). Dans notre cas, la déformation plastique cumulée macroscopique est calculée à partir de la somme des déformations plastiques dans chaque phase cf. équation (6.15).

$$p_{cum} = \int_{t_0}^t \dot{p} dt \quad \text{avec} \quad \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p} \quad (6.14)$$

$$\dot{\varepsilon}^p = \sum_i (\dot{z}_i \varepsilon_i^p + z_i \dot{\varepsilon}_i^p) \quad (6.15)$$

La Figure 6.22 présente la répartition de la déformation plastique cumulée macroscopique dans le joint soudé. Le comportement du métal fondu n'ayant pas été caractérisé, la déformation plastique obtenue dans la ZF n'est donc pas représentative et les cordons sont grisés pour une meilleure lisibilité. En ZAT, les valeurs de déformation plastique sont comprises entre 3 et 20%. Comme pour les contraintes résiduelles, le maximum de déformation plastique cumulée se situe dans les zones voisines de la ZF.

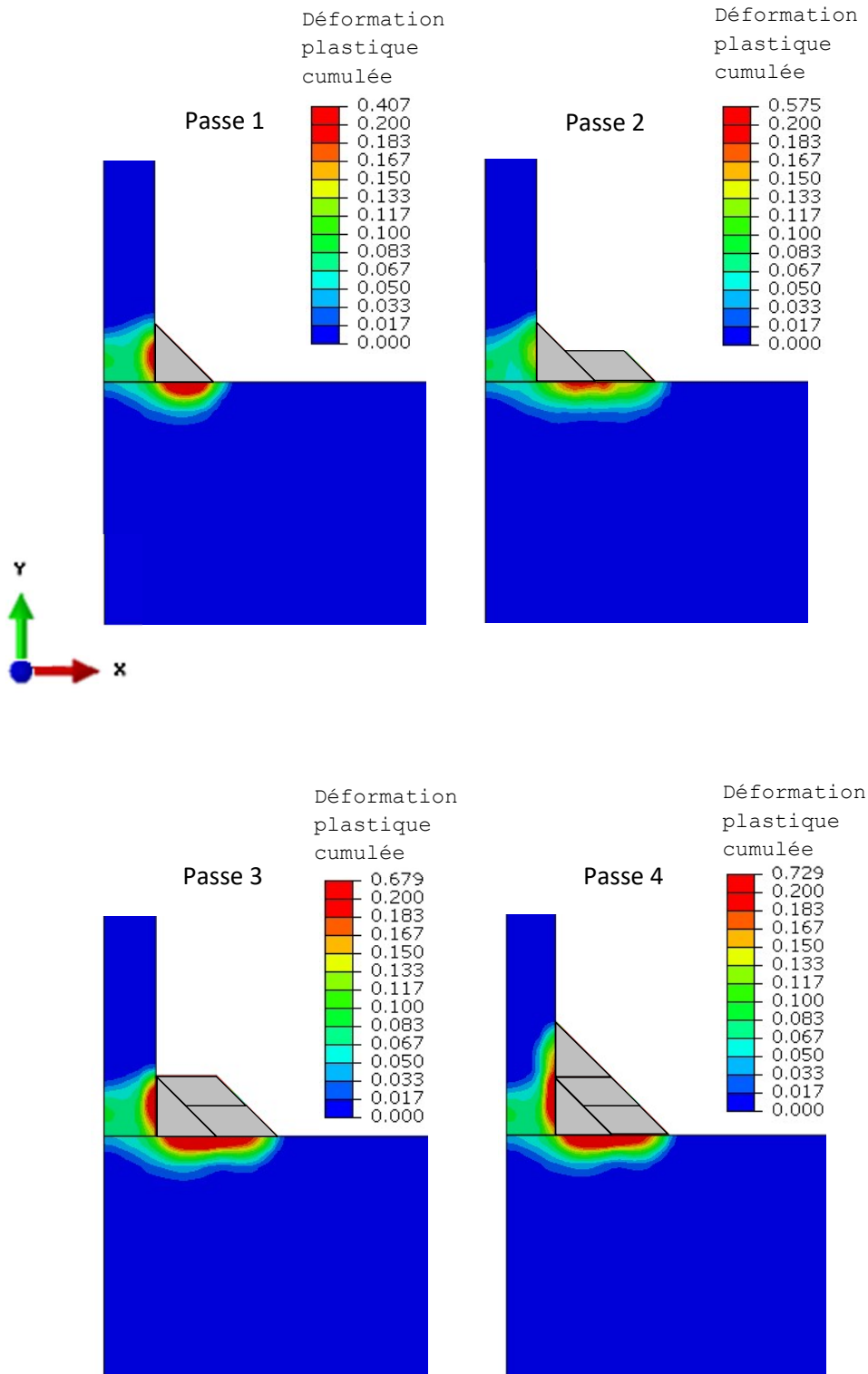


Figure 6.22 : Répartition de la déformation plastique cumulée dans le joint soudé à la fin de chaque passe

6.5.2 Comparaison des résultats calculs-expériences sur les contraintes résiduelles

Afin de vérifier la concordance des résultats montrés au § 6.5.1 avec les mesures expérimentales, les valeurs des contraintes longitudinale et transverse sont récupérées dans les sorties des calculs. Pour chaque étape du soudage, les valeurs des contraintes situées aux points d'intégration sont extraites sur les éléments correspondant à l'emplacement de l'axe du trou de référence de la mesure DHD. Ces valeurs sont ensuite moyennées puis tracées en fonction de leur position à partir du bas de la plaque ($y = 0$) jusqu'à la surface supérieure du cordon. La Figure 6.23 présente la comparaison entre les valeurs des contraintes longitudinales obtenues par le calcul EF, les résultats de la méthode DHD et ceux du contour. La comparaison calcul-expérience pour les contraintes transverses est présentée Figure 6.24.

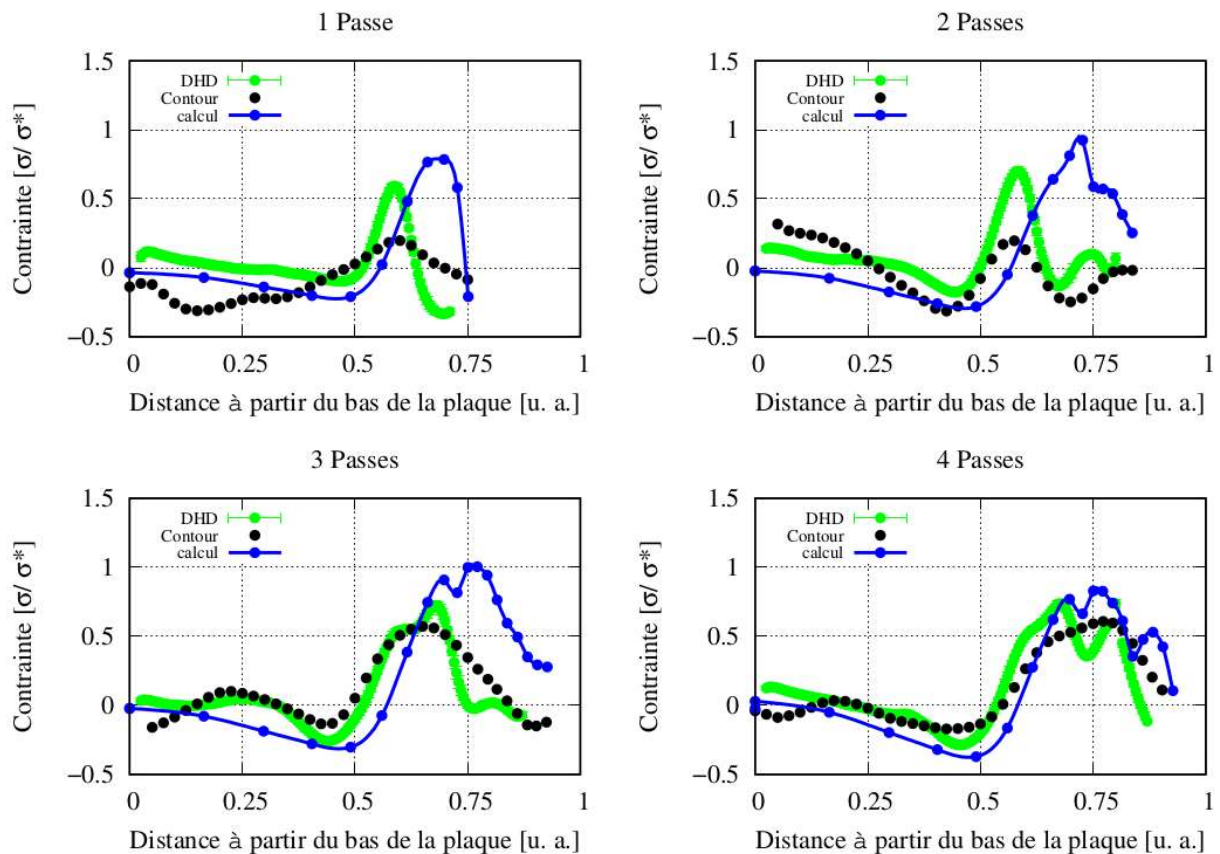


Figure 6.23 : Comparaison calcul-expérience des contraintes longitudinales σ_{zz} [MPa]

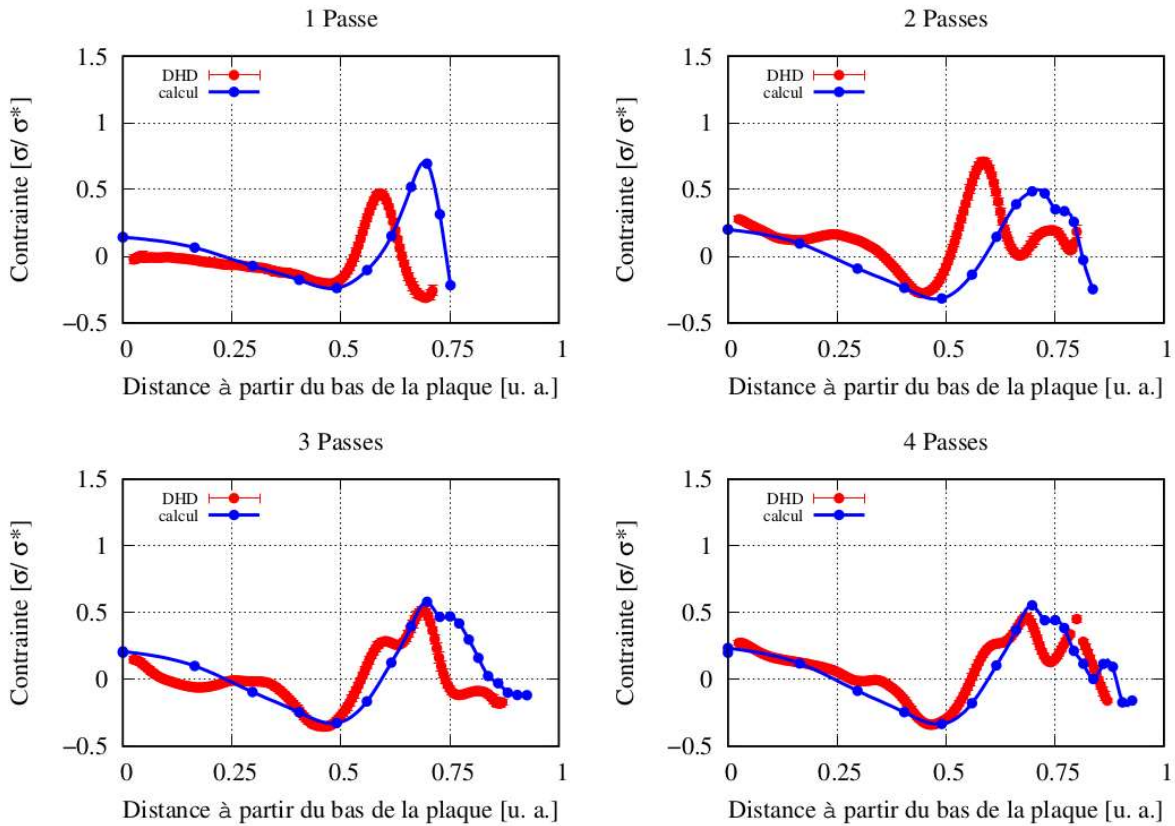


Figure 6.24 : Comparaison calcul-expérience des contraintes transversales σ_{xx} [MPa]

Pour la passe 1, on note la présence d'un décalage selon y du pic de contraintes de tension. Par ailleurs, le modèle surestime le niveau de contrainte maximal dans la direction longitudinale et transverse. On retrouve cependant une évolution cohérente entre les résultats avec une contrainte modérée au bas de la plaque qui diminue pour atteindre un minima en compression puis le niveau augmente rapidement jusqu'à atteindre une valeur maximum en tension. La contrainte diminue à nouveau jusqu'à passer en compression au niveau du plan supérieur du cordon. Pour la deuxième passe, on constate également un décalage spatial du pic de contrainte dans les deux directions. Dans le sens transverse, le calcul sous-estime le niveau de contrainte atteint par rapport à la méthode DHD. De plus, la présence d'un deuxième pic de contrainte d'un niveau modéré n'est pas prédite par le calcul. D'une manière générale, par rapport aux deux premières passes, les résultats obtenus par le calcul pour les passes 3 et 4 sont plus proches des résultats expérimentaux. En effet, bien que le décalage spatial observé soit toujours présent, il est moins important, en particulier pour la dernière passe (dans les deux directions). Hormis pour la passe 3 dans le sens longitudinal, le niveau de contrainte en tension et en compression est en accord avec les résultats mesurés. On note également la présence de pics de traction successifs observés par la méthode DHD et reproduit par le calcul EF. Du point de vue du partenaire industriel, il est important que la distribution spatiale finale des contraintes résiduelles soit suffisamment bien décrite par le calcul pour la prévision de la durée de vie de la structure.

Pour tenter d'expliquer l'écart selon y entre les pics de contrainte de tension du calcul par rapport à l'expérience, une première investigation a été réalisée sur l'incertitude de la position du trou de référence des mesures DHD. En effet, les perçages des trous de référence pour la mesure DHD sont effectués à partir de la surface inférieure de la plaque pour déboucher au niveau du pied du premier cordon. Des décalages de l'ordre du millimètre ont été observés sur certains tronçons. La prise en compte de ces décalages dans l'extraction des résultats n'a pas fait varier de manière significative la position du pic de tension donnée par le calcul. Une seconde investigation concernait l'agrafage. En effet, d'après les analyses des macrographies et des cartographies de dureté, l'hypothèse que la première passe MAG effaçait l'histoire thermique et métallurgique induit par l'agrafage semblait pertinente. Cette hypothèse a donc été reconsidérée suite aux écarts obtenus sur les contraintes résiduelles. Il a été décidé de simuler le dépôt de la première passe MAG deux fois de suite. De cette manière, un pseudo-agrafage est réalisé en évitant de modifier la géométrie du maillage, d'implémenter un nouveau terme source et de nouvelles conditions aux limites. L'agrafage est réalisé avec apport de matière dans des conditions de soudage proches de celles de la première passe MAG. La simulation de cette « deuxième passe 1 » n'a pas modifié les résultats. La répartition des contraintes résiduelles entre la « première passe 1 » et la « deuxième passe 1 » dans le joint soudé est similaire avec peu de variation sur la position du pic et sur le niveau de contrainte atteint. La poursuite des investigations visant à améliorer la prédiction des contraintes résiduelles du modèle pour les passes 1 et 2 sera donc intégrée aux perspectives de cette étude.

Concernant les durées des calculs, les analyses présentées dans ce chapitre ont été réalisées sur une station de travail équipée de processeurs Intel® Xeon® cadencés à 3,20 GHz. Le Tableau 6.2 présente les temps de calcul CPU pour les différentes analyses (chaque analyse a été effectuée avec un processeur).

Analyse	Thermique	Thermo-métallurgique	Métallurgique-mécanique
Durée de calcul CPU v. 6.10 [h]	86	125	488
Durée de calcul CPU v. 6.17 [h]	61	86	189

Tableau 6.2 : Temps de calcul CPU pour les différentes analyses - calculs effectués sur un processeur

La durée de l'analyse mécanique est assez élevée par rapport aux attentes du partenaire industriel. Cependant, l'utilisation d'un sous-programme prenant en compte de nombreux phénomènes (métallurgie, lois de comportements EVP, plasticité de transformation, effet multipasse, etc.) augmente logiquement les durées des calculs. A l'issue de cette thèse, les outils développés ont été portés chez l'industriel avec la version 6.17 du code EF ABAQUS. Les durées des calculs ont été réduites d'un facteur compris entre 30 et 60% comme indiqué dans le Tableau 6.2. On remarque ici l'intérêt de réaliser une analyse thermo-métallurgique permettant d'obtenir des informations sur les phases formées au cours du soudage et la dureté au sein de la ZAT pour une durée de calcul inférieure à l'analyse métallurgique-mécanique. Il faut noter que l'exécution de calculs sur plusieurs CPU en parallèle permettrait de réduire par deux ou trois la durée des calculs rendant ainsi ces délais plus acceptables d'un point de vue industriel.

Conclusion générale

Rappel des objectifs et synthèse des travaux effectués

Cette thèse s'intègre dans un projet plus large consacré à l'étude de procédés de soudage, la chaire MAPEPAS - IRT Jules Verne. Ce projet avait pour ambition en associant des partenaires académiques et industriels d'aborder différents aspects liés aux procédés de soudage et en particulier la simulation numérique et sa confrontation avec des approches expérimentales.

Dans cette optique les travaux effectués au cours de cette thèse avaient pour objectif d'étudier et de modéliser une opération de soudage multipasse d'un acier à haute limite d'élasticité utilisé dans la construction de sous-marins. Plus précisément le projet s'attachait à prédire les conséquences métallurgiques (nature et proportion des phases en présence) et mécaniques (dureté, contraintes résiduelles) du procédé. Enfin il s'agissait de valider les prédictions des calculs via des données expérimentales adaptées au type de soudage considéré. L'évaluation et la prédiction des contraintes résiduelles demeurant un enjeu majeur dans les analyses d'intégrité des structures et la prévision de leur durée de vie, ce point était particulièrement mis en avant par le partenaire industriel.

La première partie de ce travail a mis en évidence les conséquences thermiques, métallurgiques, mécaniques et leurs interactions intervenant au cours d'une opération de soudage. Quelques rappels ont été présentés sur le mode opératoire du soudage multipasse ainsi que des généralités sur le procédé de soudage à l'arc. Une configuration de soudage a ensuite été choisie permettant ainsi d'appliquer les modèles numériques sur un cas concret de soudage multipasse représentatif des liaisons soudées dans la construction de sous-marins. Deux maquettes ont été exploitées au cours de cette thèse. Une première maquette, instrumentée par thermocouples, a permis d'estimer des termes sources via un modèle équivalent et une méthode inverse. Une analyse post-soudage des contraintes résiduelles a également été réalisée. Une deuxième maquette dite « passes décalées », plus originale a été mise en œuvre pour obtenir des données expérimentales pour chaque passe du soudage. Au niveau métallurgique, des macrographies et des cartographies de dureté des ZAT et des ZF ont été effectuées. Ces différentes analyses ont servi à étudier les cycles thermiques générés lors du soudage et leurs conséquences sur la microstructure. Les résultats ont montré que ces modifications microstructurales engendrent à leur tour des variations significatives de la dureté. Plus précisément l'enchaînement des cycles thermiques provoque un adoucissement dans des zones relativement éloignées de la zone fondue, la présence de duretés élevées se limitant à des zones réduites au voisinage immédiat du dernier cordon déposé. Cette seconde maquette a permis par ailleurs de suivre l'évolution des contraintes résiduelles pour chaque passe du soudage. Deux méthodes d'évaluation adaptées aux caractéristiques de la structure ont été retenues. La méthode du contour a permis d'obtenir des cartographies de la composante longitudinale des contraintes résiduelles. La méthode du trou profond a évalué ces contraintes dans les directions longitudinale et transverse mais uniquement en pied du premier cordon. Les pics de contraintes en tension, associés au caractère multipasse du soudage, observés par la méthode du trou profond n'ont pas été aussi clairement mis

en évidence par la méthode du contour. Cependant, la cohérence des résultats obtenus par les deux méthodes a conduit à fiabiliser ces données expérimentales. L'ensemble de ces données constitue un point essentiel de la thèse qui a permis l'étape de validation des calculs numériques.

Dans la deuxième partie de ce manuscrit, ont été présentés les travaux ayant permis de caractériser puis de modéliser le comportement métallurgique de l'acier 80HLES. Des rappels bibliographiques ont été effectués, notamment sur les transformations métallurgiques dans les aciers lors du soudage et sur les modèles de prédiction des cinétiques de transformation. L'analyse d'essais de dilatométrie libre a permis de définir les domaines d'existence de trois phases (austénite, bainite et martensite) susceptibles d'apparaître lors du soudage. L'influence de la taille de grains austénitiques sur les transformations au refroidissement a été clairement mise en évidence. L'ensemble de ces résultats ont servi à l'établissement de deux diagrammes TRC dans des conditions d'austénitisation représentatives de la ZAT. Ces diagrammes ont permis l'identification des paramètres des modèles de transformations métallurgiques de l'acier étudié permettant de prédire les transformations occasionnées au chauffage et au refroidissement lors d'une opération de soudage. Pour décrire les transformations avec diffusion, le modèle proposé par Leblond-Devaux a été retenu alors que le modèle de Koistinen-Marbürger a été utilisé pour la transformation martensitique. Un modèle de prévision de la taille moyenne des grains austénitiques et un modèle de calcul de dureté ont également été identifiés sur la base des mesures effectuées sur les éprouvettes dilatométriques. Dans un second temps, le comportement mécanique des différentes phases a été caractérisé et modélisé dans une large gamme de température. Pour cela des essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur machine Gleeble, de la température ambiante jusqu'à 1250°C. La variation de la vitesse de déformation lors de la sollicitation mécanique des éprouvettes a mis en évidence les effets de viscosité du matériau pour les températures supérieures à 400°C. L'effet de la taille de grains sur le comportement mécanique de l'austénite et sa modélisation via la loi de Hall-Petch ont également été caractérisés. Enfin des essais de dilatométrie sous contrainte ont permis de quantifier le phénomène de plasticité de transformation pour les transformations bainitique et martensitique au refroidissement. Globalement, le modèle mécanique EVP identifié reproduit de manière satisfaisante la réponse en traction du matériau pour toutes les phases et dans toute la gamme de températures testées.

Les travaux effectués dans la dernière partie du mémoire ont permis d'implanter les modèles retenus dans un code de calcul éléments finis. Le code EF retenu pour la thèse étant généraliste, des développements numériques (sous-programmes) ont été effectués afin d'intégrer au calcul les modèles de transformations métallurgiques, la prévision de la taille de grains et de la dureté ainsi que le comportement mécanique du matériau (sous-programmes *UMATHHT* et *UMAT*). Le modèle identifié dans la deuxième partie du mémoire a permis de décrire le comportement mécanique de chacune des phases de l'acier 80HLES. Une étape de transition d'échelle a donc été ajoutée pour modéliser le comportement multiphasé de l'acier 80HLES. Dans un premier temps, des calculs ont été menés afin de valider l'implémentation des modèles sur des cas simples. A ce niveau, des calculs avec différents couplages ont été réalisés, notamment une analyse thermo-métallurgique et une analyse thermique puis métallurgique-mécanique. La simulation d'un essai de dilatométrie libre a servi de validation pour l'analyse thermo-métallurgique. Des essais de type Satoh sur machine Gleeble ont été réalisés puis simulés pour valider l'analyse métallurgique-mécanique. Dans un second temps, les analyses thermo-

métallurgique et métallurgique-mécanique appliquées au soudage multipasse ont été réalisées sur la maquette « passes décalées ». Afin de prendre en compte certaines spécificités du soudage, des sous-programmes utilisateur ont alors été élaborés pour modéliser le déplacement de la source de chaleur (sous-programme DFLUX) et la gestion des surfaces d'échanges convectif-radiatif (sous-programme FILM) au cours du soudage. Pour finir, les résultats des calculs EF ont été comparés aux données expérimentales obtenues dans la première partie de ce mémoire. Les comparaisons calcul-expérience des thermogrammes et des zones fondues ont permis de valider l'analyse thermique. Dans l'ensemble, le modèle thermique conduit à l'obtention de résultats satisfaisants par rapport à l'expérience. La comparaison entre les duretés calculées et mesurées a été utilisée pour valider l'analyse thermo-métallurgique. Si le calcul des fractions volumiques des phases dans la ZAT semble cohérent, l'analyse des duretés met en évidence certaines limites du modèle. La diminution de dureté dans certaines zones de la ZAT, liée vraisemblablement à un phénomène de revenu interpasses, n'a pu en effet être prédit par le modèle, tout comme les comportements métallurgique et mécanique du métal d'apport. Néanmoins, l'analyse métallurgique-mécanique a permis de prédire des contraintes résiduelles dont la distribution, malgré un décalage spatial qui s'atténue pour les dernières passes, reste cohérente avec les évaluations des contraintes résiduelles effectuées dans la première partie de l'étude. Du point de vue du partenaire industriel, il était important que la répartition finale des contraintes résiduelles soit suffisamment bien décrite par le calcul pour tenir compte de ces contraintes dans la prévision de la durée de vie de la structure.

Perspectives

Différentes perspectives sont possibles pour cette étude tant sur le plan expérimental que numérique. Tout d'abord, la réalisation d'essais de caractérisation microstructurale et mécanique spécifiques permettrait de mettre en évidence et de quantifier le phénomène de revenu jugé comme une explication possible de la diminution de la dureté dans la ZAT et la ZF. Pour cela, à l'aide de la simulation thermique réalisée dans cette étude, des chargements thermiques caractéristiques des zones concernées par le phénomène pourraient être reproduits sur des éprouvettes en acier 80HLES. La même démarche pourrait être réalisée sur des éprouvettes composées de métal d'apport dans les zones fondues. Au niveau de la maquette « passe décalées », une caractérisation métallurgique plus fine dans ces zones pourrait par ailleurs apporter des informations supplémentaires pour l'analyse d'un tel phénomène. Sa modélisation et sa prise en compte dans l'analyse thermo-métallurgique devraient alors permettre d'améliorer la prédiction de la dureté dans la ZAT et la ZF, et vraisemblablement celle des conséquences mécaniques de l'opération de soudage.

Par ailleurs, toujours dans une démarche d'amélioration de l'aspect prédictif du modèle, la caractérisation puis l'identification du comportement mécanique du métal d'apport pourraient être envisagées. La réalisation d'essais Satoh « numériques » avec des chargements thermiques caractéristiques de certaines zones de la ZAT permettrait par ailleurs de mieux comprendre les effets des différents paramètres du modèle sur les résultats de simulation. Enfin, réaliser une étude de sensibilité des différents paramètres des modèles (comportement EVP ou EP, écrouissage isotrope et/ou cinématique, prise en compte de la loi Hall-Petch, plasticité de transformation, restauration de

l'écrouissage, conditions de bridage pour l'agrafage préliminaire de la maquette) sur la prédiction des contraintes résiduelles constitue une des perspectives majeures de cette thèse. Concernant ce dernier point, le choix d'utiliser un code de calcul généraliste avec développement de sous-programmes spécifiques donne aux futurs utilisateurs une plus grande souplesse pour modifier, améliorer ou même dégrader la modélisation selon les objectifs. Le travail réalisé au cours de cette thèse fournit ainsi au laboratoire un outil "ouvert" qui pourra être utilisé pour le soudage multipasse dans d'autres configurations mais aussi pour la simulation de procédés connexes telle que la fabrication additive par dépôt de fil (sous réserve d'avoir caractérisé le comportement du métal d'apport).

Bibliographie

Alberry, P.J., Chew, B., & Jones, W.K.C. (1977). Prior austenite grain growth in heat-affected zone of a 0.5Cr-Mo-V steel. *Metals Technology* 4, 317–325.

Andersen, I., Grong, Ø., & Ryum, N. (1995). Analytical Modelling of Grain Growth in Metals and Alloys in the Presence of Growing and Dissolving Precipitates—II. Abnormal Grain Growth. *Acta Metallurgica et Materialia* 43, 2689–2700.

Andersson, J.-O., Helander, T., Höglund, L., Shi, P., & Sundman, B. (2002). Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science. *Calphad* 26, 273–312.

Ashby, M.F., & Easterling, K.E. (1982). A first report on diagrams for grain growth in welds. *Acta Metallurgica* 30, 1969–1978.

Avrami, M. (1939). Kinetics of Phase Change. I General Theory. *The Journal of Chemical Physics* 7, 1103–1112.

Avrami, M. (1940). Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei. *The Journal of Chemical Physics* 8, 212–224.

Avrami, M. (1941). Granulation, Phase Change, and Microstructure Kinetics of Phase Change. III. *The Journal of Chemical Physics* 9, 177–184.

Barralis, J., & Maeder, G. (2002). *Précis de métallurgie* (Nathan).

Bergheau, J.M. (2004). *Modélisation numérique des procédés de soudage*. *Techniques de l'ingénieur*, BM 7 758.

Bergheau, J.M., Robin, V., & Boitout, F. (2000). Finite Element Simulation of Processes Involving Moving Heat Sources, Application to Welding and Surface Treatment. *Journal-Shanghai Jiaotong University-English Edition*- 5, 114–122.

Berveiller, M., & Zaoui, A. (1978). An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 26, 325–344.

Blondeau, R. (2001a). *Procédés et applications industrielles du soudage* (Hermès / Lavoisier).

Blondeau, R. (2001b). *Métallurgie et mécanique du soudage* (Hermès / Lavoisier).

Blondeau, R., & Maynier P. (1973). Prévion de la dureté et de la résistance des aciers au carbone et faiblement alliés d'après leur structure et leur composition. *Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie* 70, N°12.

Blondeau, R., Maynier, P., Dollet, J., & Vieillard-Baron, B. (1975). Prévion de la dureté, de la résistance et de la limite d'élasticité des aciers au carbone et faiblement alliés d'après leur composition et leur traitement thermique. *Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie* 759–769.

- Bonaventure, A. (2012). Evaluation expérimentale et numérique des contraintes résiduelles dans des structures soudées en multipasse. Thèse de doctorat. Université Technologique de Troyes.
- Brisson, J., Blondeau, R., Maynier, P., & Dollet, J. (1975). Contribution à la connaissance de la dureté des différentes structures des aciers au carbone et moyennement alliés. *Mémoires Scientifiques Rev. Metallurg* 115–131.
- Cahn, J.W. (1962). The impurity-drag effect in grain boundary motion. *Acta Metallurgica* 10, 789–798.
- Cailletaud, G. (1987). Une approche micromécanique du comportement plastique des polycristaux. *Revue de Physique Appliquée* 23, 353–365.
- Castrataro, A. (2006). Mesure et prédiction des contraintes résiduelles dans une turbine hydraulique de type Francis. Thèse de doctorat. Montréal. École de technologie supérieure.
- Cavallo, N., & Jullien, J.-F. (1998). Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la Z.A.T. lors d'une opération de soudage. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.
- Coret, M. (2001). Etude expérimentale et simulation de la plasticité de transformation et du comportement multiphasé de l'acier de cuve 16MND5 sous chargement multiaxial anisotherme. Thèse de doctorat. Ecole Normale Supérieure, Cachan.
- DebRoy, T., & David, S.A. (1995). Physical processes in fusion welding. *Rev. Mod. Phys.* 67, 85–112.
- Deng, D., & Murakawa, H. (2008). Finite element analysis of temperature field, microstructure and residual stress in multi-pass butt-welded 2.25 Cr–1Mo steel pipes. *Computational Materials Science* 43, 681–695.
- Denis, S., Gautier, E., Sjöström, S., & Simon, A. (1987). Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling. *Acta Metallurgica* 35, 1621–1632.
- Denis, S., Farias, D., & Simon, A. (1992). Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolutions in steels. *ISIJ International* 32, 316–325.
- Depradeux, L. (2004). Simulation numérique du soudage-acier 316L: validation sur cas tests de complexité croissante. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.
- Dye, D., Hunziker, O., Roberts, S.M., & Reed, R.C. (2001). Modeling of the mechanical effects induced by the tungsten inert-gas welding of the IN718 superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 32, 1713–1725.
- Easterling, K.E. (1992). *Introduction to the physical metallurgy of welding* (Butterworth Heinemann).
- Fernandes, F.M.B., Denis, S., & Simon, A. (1985). Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels. *Materials Science and Technology* 1, 838–844.
- Gladman, T. (2004). *Grain size control* (OCP science Philadelphia, Pa/USA).
- Goldak, J., Chakravarti, A., & Bibby, M. (1984). A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transaction B* 15, 299–305.

- Goldak, J., Bibby, M., Moore, J., House, R., & Patel, B. (1986). Computer modeling of heat flow in welds. *Metallurgical Transaction B* 17, 587–600.
- Greenwood, G.W., & Johnson, R.H. (1965). The deformation of metals under small stresses during phase transformations. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 283, 403–422.
- Grey, E.A., & Higgins, G.T. (1973). Solute limited grain boundary migration: A rationalisation of grain growth. *Acta Metallurgica* 21, 309–321.
- Grong, Ø., (1997). *Metallurgical modelling of welding*. London : The Institute of Materials.
- Hamelin, C.J., Muránsky, O., Smith, M.C., Holden, T.M., Luzin, V., Bendeich, P.J., & Edwards, L. (2014). Validation of a numerical model used to predict phase distribution and residual stress in ferritic steel weldments. *Acta Materialia* 75, 1–19.
- Hillert, M. (1965). On the theory of normal and abnormal grain growth. *Acta Metallurgica* 13, 227–238.
- Humphreys, F.J. (1997). A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures—I. The basic model. *Acta Materialia* 45, 4231–4240.
- Ikawa, H., Shin, S., Oshige, H., & Mekuchi, Y. (1977). Austenite Grain Growth of Steels during Thermal Cycles. *Transactions of the Japan Welding Society* 8, 46–51.
- Inoue, T., & Wang, Z.G. (1986). Coupling between Temperature, Stress and Metallic Structures during Phase Transformation and the Analysis of Carburized Quenching of a Steel Gear. In *Computational Mechanics '86*, G. Yagawa, and S.N. Atluri, eds. (Springer Japan), pp. 691–696.
- Inoue, T., Nagaki, S., Kishino, T., & Monkawa, M. (1981). Description of transformation kinetics, heat conduction and elastic-plastic stress in the course of quenching and tempering of some steels. *Ingenieur. Archiv* 50, 315–327.
- Ion, J.C., Easterling, K.E., & Ashby, M.F. (1984). A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in welds. *Acta Metallurgica* 32, 1949–1962.
- Jaoul, B. (2008). *Étude de la plasticité et application aux métaux* (Presses des MINES).
- Johnson, G. (2008). Residual stress measurements using the contour method. Ph. D. University of Manchester.
- Johnson, W.A., & Mehl, R. (1939). Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 135, 416-442.
- Kirkaldy, J.S., & Venugopalan, D. (1984). Phase Transformations in Ferrous Alloys. A.R. Marder and J.I. Goldstein. TMS-AIME. Warrendale. 125-148.
- Koistinen, D.P., & Marburger, R.E. (1959). A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica* 7, 59–60.
- Kröner, E. (1961). Zur plastischen verformung des vielkristalls. *Acta Metallurgica* 9, 155–161.

Lambert, T.A., & Murphy, K.D. (2002). Modal convection and its effect on the stability of EDM wires. *International Journal of Mechanical Sciences* 44, 207–216.

Leblond, J.B., & Devaux, J. (1984). A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica* 32, 137–146.

Levieil, B. (2016). Prise en compte des contraintes résiduelles dans le dimensionnement en fatigue oligocyclique par des méthodes simplifiées. Thèse de doctorat. Université de Bretagne Occidentale - Brest.

Levieil, B., Bridier, F., Doudard, C., Thevenet, D., & Calloch, S. (2016). User influence on two complementary residual stress determination methods: contour method and incremental X-ray diffraction. *Experimental Mechanics* 56, 1641–1652.

Li, M.V., Niebuhr, D.V., Meekisho, L.L., & Atteridge, D.G. (1998). A computational model for the prediction of steel hardenability. *Metallurgical and Materials Transactions B* 29, 661–672.

Lindgren, L.-E. (2001a). Finite element modeling and simulation of welding part 1: increased complexity. *Journal of Thermal Stresses* 24, 141–192.

Lindgren, L.-E. (2001b). Finite Element Modeling and Simulation of Welding. Part 2: Improved Material Modeling. *Journal of Thermal Stresses* 24, 195–231.

Lindgren, L.-E. (2001c). Finite Element Modeling and Simulation of Welding. Part 3: Efficiency and Integration. *Journal of Thermal Stresses* 24, 305–334.

Lindgren, L.-E., Häggblad, H.-A., McDill, J.M.J., & Oddy, A.S. (1997). Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 147, 401–409.

Lindgren, L.-E., Runnemalm, H., & Näsström, M.O. (1999). Simulation of multipass welding of a thick plate. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 44, 1301–1316.

Lu, J. (2002). Prestress engineering of structural material: a global design approach to the residual stress problem. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel* G. Totten, M. Howes, T. Inoue, 11–26.

Magee, C.L., & Paxton, H.W. (1966). Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31 Ni. Ph. D. Carnegie Institute of Technology Pittsburgh PA.

Mahmoudi, A.H., Hossain, S., Truman, C.E., Smith, D.J., and Pavier, M.J. (2009). A new procedure to measure near yield residual stresses using the deep hole drilling technique. *Experimental Mechanics* 49, 595–604.

Martinez, M. (1999). Jonction 16MND5-Inconel 690-316LN par soudage-diffusion : élaboration et calcul des contraintes résiduelles de procédé. Thèse de doctorat. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Maynier, P., Dollet, J., & Bastien, P. (1970). Influence des éléments d'alliage sur la trempabilité des aciers faiblement alliés. *Revue de Métallurgie* 67, 343–351.

- Mercier, J.P., Kurz, W., & Zambelli, G. (1999). Introduction à la science des matériaux (PPUR presses polytechniques).
- Mishra, S., & Debroy, T. (2006). Non-isothermal grain growth in metals and alloys. *Materials Science and Technology* 22, 253–278.
- Murry, G. (1998). Transformations dans les aciers. *Techniques de l'ingénieur*, M 1 115, 1-45.
- Nasri, H. (2007). Mesure de contraintes résiduelles dues au soudage et au soudage-martelage par micro-profil de surface. Montréal. École de technologie supérieure.
- Ohno, M., Yamaguchi, T., Sato, D., & Matsuura, K. (2013). Existence or nonexistence of thermal pinning effect in grain growth under temperature gradient. *Computational Materials Science* 69, 7–13.
- Pagliaro, P., Prime, M.B., Robinson, J.S., Clausen, B., Swenson, H., Steinzig, M., & Zuccarello, B. (2011). Measuring Inaccessible Residual Stresses Using Multiple Methods and Superposition. *Experimental Mechanics* 51, 1123–1134.
- Penin, A., Carron, D., & Pilvin, P. (2010a). Caractérisation thermométallurgique de l'acier 80HLES. Rapport interne, LIMaTB, Université Bretagne Sud.
- Penin, A., Carron, D., & Pilvin, P. (2010b). Caractérisation thermomécanique de l'acier 80HLES. Rapport interne, LIMaTB, Université Bretagne Sud.
- Perry, N. (2000). Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables. Thèse de doctorat. École centrale de Nantes.
- Petit-Grostabussiat (2000). Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.
- Pilvin, P. (1990). Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux. Thèse de doctorat. Université Pierre-et-Marie Curie.
- Pilvin, P. (2003). Notice d'utilisation du logiciel SiDoLo version 2.4495. Rapport interne, LG2M, Université Bretagne Sud.
- Prime, M.B. (2001). Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut. *Journal of Engineering Materials and Technology* 123, 162–168.
- Radaj, D. (2003). *Welding residual stresses and distortion. Calculation and Measurement* (DVS-Verlag, Düsseldorf), 332
- Rhorer (1981). Soudage. *Techniques de l'ingénieur*, A780: 1-32.
- Robert, Y. (2007). Simulation numérique du soudage du TA6V par laser YAG impulsif: caractérisation expérimentale et modélisation des aspects thermomécaniques associés à ce procédé. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Rykalin, N.N. (1960). Calculation of heat processes in welding. 42nd Annual Meeting of the American Welding Society, Educational series, 1-64.

- Saint-Germain, B. (2006). Etude expérimentale et numérique des distorsions de structures mécano-soudées. Thèse de doctorat. Ecole Centrale Paris.
- Satoh, K. (1972). Transient thermal stresses of weld heat-affected zone by both-ends-fixed bar analogy. *Transactions of the Japan Welding Society* 3, 125–134.
- Schajer, G.S., & Ruud, C.O. (2013). Overview of Residual Stresses and Their Measurement. In *Practical Residual Stress Measurement Methods*, (Wiley-Blackwell), 1–27.
- Sestier, K. (1998). Evolution microstructurale et comportement mécanique à haute température de l'acier de cuve 16MND5 en situation d'accident grave. Thèse de doctorat. Grenoble INPG.
- Uhm, S., Moon, J., Lee, C., Yoon, J., & Lee, B. (2004). Prediction model for the austenite grain size in the coarse grained heat affected zone of Fe-C-Mn steels: Considering the effect of initial grain size on isothermal growth behavior. *ISIJ International* 44, 1230–1237.
- Umemoto, M., Nishioka, N., & Tamura, I. (1981). Prediction of hardenability from isothermal transformation diagrams. *Journal of Heat Treating* 2, 130–138.
- Vander Voort, G. (2010). Revealing Prior-Austenite Grain Boundaries in Heat-Treated Steels. *Industrial Heating* 78, 48–52.
- Vincent, Y., Bergheau, J.-M., & Leblond, J.-B. (2003). Viscoplastic behaviour of steels during phase transformations. *Comptes Rendus Mécanique* 331, 587–594.
- Waeckel, F. (1994). Une loi de comportement thermo-métallurgique des aciers pour le calcul mécanique des structures. Thèse de doctorat. ENSAM. Paris.
- Waeckel, F., & Razakanaivo, (1998). Modèles de comportement métallurgique des aciers. Manuel de référence du code Aster, R4.04.01.
- Watt, D.F., Coon, L., Bibby, M., Goldak, J., & Henwood, C. (1988). An algorithm for modelling microstructural development in weld heat-affected zones (part a) reaction kinetics. *Acta Metallurgica* 36, 3029–3035.
- Woo, W., Feng, Z., Wang, X.-L., An, K., Hubbard, C.R., David, S.A., & Choo, H. (2006). In situ neutron diffraction measurement of transient temperature and stress fields in a thin plate. *Applied Physics Letters* 88, 261903.
- Xie, P., Zhao, H., Wu, B., & Gong, S. (2015). Evaluation of Residual Stresses Relaxation by Post Weld Heat Treatment Using Contour Method and X-ray Diffraction Method. *Experimental Mechanics* 55, 1329–1337.
- Zhang, C., Bellet, M., Bobadilla, M., Shen, H., & Liu, B. (2010). A Coupled Electrical-Thermal-Mechanical Modeling of Gleeble Tensile Tests for Ultra-High-Strength (UHS) Steel at a High Temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A* 41, 2304–2317.

Annexe A : Transposition des mesures de dureté Hv0,1 en Hv10

Dans le but d'obtenir des données expérimentales nécessaires à la validation des analyses numériques, une maquette dite « passes décalées » a été réalisée. Au niveau métallurgique des cartographies de dureté Vickers Hv0,1 ont été effectuées à chaque étape du soudage multipasse. Ces mesures permettent d'obtenir une résolution suffisante pour analyser les variations de dureté au sein de la ZAT. Les mesures de dureté Vickers ayant servi à identifier le modèle de prévision de dureté étant en Hv10, il a été décidé de convertir les mesures Hv0,1 en mesures Hv10.

Pour cela des échantillons d'acier 80HLES ont subi différents chargements thermiques permettant d'obtenir des duretés représentatives de celles rencontrées dans la ZAT. La dureté de chaque échantillon a été mesurée en Hv0,1 puis en Hv10. Les résultats obtenus pour chaque échantillon sont présentés en Figure 0.1. Enfin, une régression a permis d'établir une relation affine pour cette conversion (Figure 0.2) : $Hv10 = aHv0,1 + b$ avec $a = 1,04$ et $b = -34,46$.

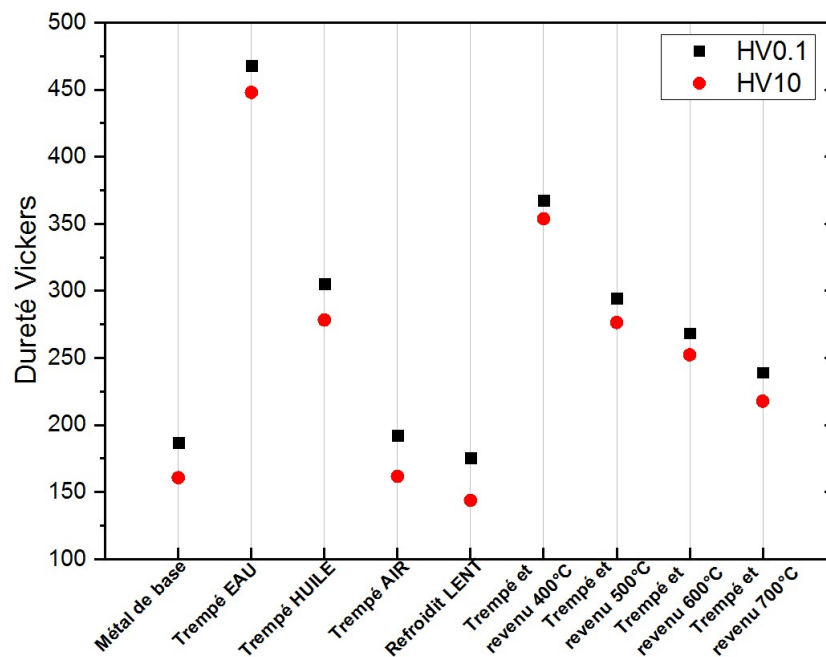


Figure 0.1 : Mesures de dureté Vickers en Hv0,1 et en Hv10 sur plusieurs échantillons avec des chargements thermiques différents

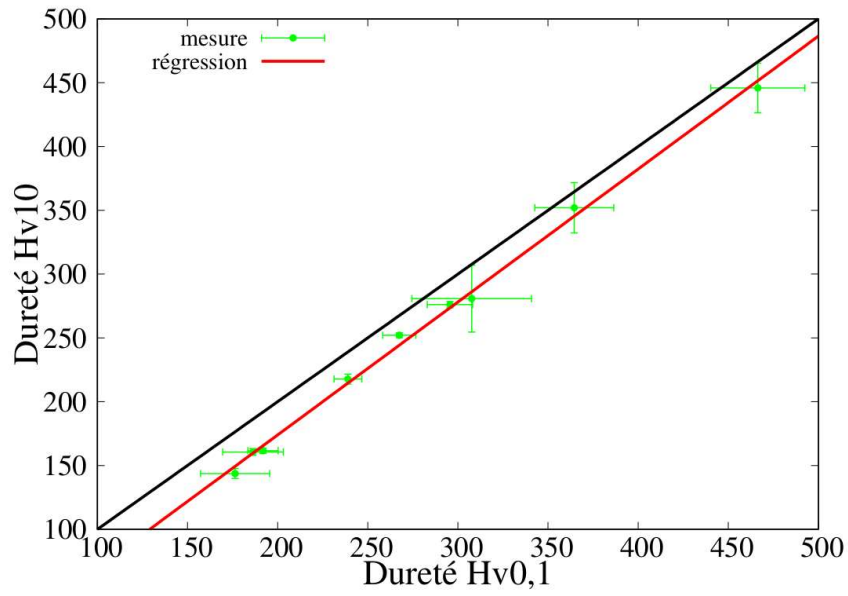


Figure 0.2 : Comparaison des mesures de dureté Vickers Hv10 vs Hv0,1

Titre : Etude expérimentale et numérique du soudage multipasse : application à un acier de construction navale

Mots clés : soudage multipasse, contraintes résiduelles, modélisation, calculs éléments finis

Résumé : Les travaux effectués au cours de cette thèse ont pour objectif d'étudier et de modéliser une opération de soudage multipasse d'un acier à haute limite d'élasticité utilisé en construction navale. Dans ce cadre, il s'agit de prédire les conséquences métallurgiques et mécaniques du procédé et tout particulièrement la répartition et l'intensité des contraintes résiduelles post-soudage nécessaires pour analyser l'intégrité de la structure navale en service. Deux maquettes représentatives d'un joint d'angle en T ont permis de caractériser l'évolution des cycles thermiques, de la microstructure et des contraintes résiduelles (estimées par les méthodes du contour et du trou profond) après chaque passe de soudage. La suite de l'étude concerne la caractérisation et la modélisation du comportement thermo-métallurgique et thermo-mécanique des différentes phases apparaissant au cours du soudage. La dernière partie porte sur l'implémentation des modèles retenus dans le code de calcul élément finis ABAQUS à l'aide de sous-programmes spécifiques. Une étape de transition d'échelle a permis de décrire le comportement thermomécanique multiphasé de cet acier. Des calculs préliminaires ont été conduits pour valider l'implémentation des modèles sur des cas simples. Différents couplages ont été réalisés, soit une analyse thermique puis thermo-métallurgique, pour estimer la dureté après chaque passe et enfin métallurgique-mécanique pour prédire les contraintes résiduelles pour le procédé de soudage multipasse. Les résultats des calculs éléments finis ont été discutés et comparés aux résultats expérimentaux obtenus dans la première partie de cette étude.

Title : Experimental and numerical study of multipass welding of a naval steel

Keywords : multipass welding, residual stress, numerical modelling, finite element analysis

Abstract : This thesis aims at studying and modeling a multipass welding operation of a high strength steel used in shipbuilding. In this framework, work focus on predicting the metallurgical and mechanical consequences of the process and, in particular, the residual stress distribution after welding. Since residual stresses can be detrimental to the performance of the welded product, their estimation is essential and numerical modelling is useful to predict them. Two welding mock-ups which are representative of a T- joint were used to characterize the evolution of thermal cycles, microstructure and residual stresses (measured by contour method and deep hole drilling) after each welding pass. Metallurgical and mechanical behaviors were thoroughly characterized in order to feed numerical models with reliable constitutive equations. The last part deals with the implementation of the models in the finite element calculation code ABAQUS using specific subroutines. A scale transition procedure has been added to describe the thermomechanical multiphase behavior of the steel. Preliminary calculations were carried out for simple cases to validate the implementation of models. Different numerical couplings were made. First a thermal analysis then a thermo-metallurgical analysis, to estimate the hardness after each welding pass. Finally, a metallurgical-mechanical analysis is achieved for the prediction of residual stresses due to multipasse welding. The results of the finite element calculations were discussed and compared with the experimental results obtained in the first part of this work.