

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

SIMULATION PAR ÉLÉMENTS FINIS DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DE
SOUDAGE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE SOUDAGE ROBOTISÉ

DAVID-ALEXANDRE BOUFFARD
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)

AVRIL 2007



Library and
Archives Canada

Bibliothèque et
Archives Canada

Published Heritage
Branch

Direction du
Patrimoine de l'édition

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

ISBN: 978-0-494-29214-3

Our file Notre référence

ISBN: 978-0-494-29214-3

NOTICE:

The author has granted a non-exclusive license allowing Library and Archives Canada to reproduce, publish, archive, preserve, conserve, communicate to the public by telecommunication or on the Internet, loan, distribute and sell theses worldwide, for commercial or non-commercial purposes, in microform, paper, electronic and/or any other formats.

The author retains copyright ownership and moral rights in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

AVIS:

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque et Archives Canada de reproduire, publier, archiver, sauvegarder, conserver, transmettre au public par télécommunication ou par l'Internet, prêter, distribuer et vendre des thèses partout dans le monde, à des fins commerciales ou autres, sur support microforme, papier, électronique et/ou autres formats.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur et des droits moraux qui protègent cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

In compliance with the Canadian Privacy Act some supporting forms may have been removed from this thesis.

Conformément à la loi canadienne sur la protection de la vie privée, quelques formulaires secondaires ont été enlevés de cette thèse.

While these forms may be included in the document page count, their removal does not represent any loss of content from the thesis.

Bien que ces formulaires aient inclus dans la pagination, il n'y aura aucun contenu manquant.


Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire est intitulé :

SIMULATION PAR ÉLÉMENTS FINIS DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DE
SOUDAGE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE SOUDAGE ROBOTISÉ

Présenté par : BOUFFARD, David-Alexandre

En vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

A été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. SHIRAZI-ADL, Aboufazl, Ph.D., président

Mme. BERNARD Marie, Ph.D., membre et directrice de recherche

M. LANTEIGNE Jacques, D.Sc.A., membre et codirecteur de recherche

M. FIHEY Jean-Luc, Ph.D., membre

REMERCIEMENTS

Je voudrais remercier avant tout mon codirecteur de recherche, Dr. Jacques Lanteigne, à qui je dois la réalisation de ces travaux de maîtrise. Le projet qu'il m'a proposé a été captivant et très stimulant. Grâce à lui, j'ai appris beaucoup sur les éléments finis, la programmation et les matériaux, mais il m'a surtout permis de développer ma curiosité intellectuelle et d'apprendre à mieux me connaître. J'ai eu beaucoup de plaisir à travailler avec lui et à partager son intérêt pour la recherche scientifique.

Je remercie tout autant ma directrice de recherche, Pr. Marie Bernard, pour m'avoir encouragé tout au long de ce projet. Elle a su être une grande source de motivation dans les moments plus difficiles de ma maîtrise. De plus, ses nombreux conseils ont beaucoup enrichi le contenu de ce mémoire.

La qualité technique de ce projet de recherche n'a été rendue possible que grâce au travail du technologue Carlo Baillargeon. Je tiens à souligner que la qualité des résultats expérimentaux présents dans ce mémoire est en grande partie due à sa minutie et sa dextérité, ainsi qu'au professionnalisme qu'il démontre dans tous les projets auxquels il participe.

Je veux également souligner l'apport de tous ceux qui ont participé de près ou de loin à ce projet de recherche, tant à l'École Polytechnique qu'à l'IREQ. Je tiens à remercier plus particulièrement mes collègues étudiants Daniel Paquet, Hassan Nasri et Marjolaine Côté pour leur aide technique, mais surtout pour leur amitié.

Finalement, je veux remercier ma conjointe Mélanie, pour avoir été aussi attentionnée et passionnée depuis le tout début de notre relation. En étant à mes côtés toutes ces années, elle a contribué à sa façon à la réalisation de ce mémoire.

RÉSUMÉ

L'objectif de cette étude est de développer des méthodes de calcul fiables qui permettront d'effectuer une analyse thermomécanique du procédé de soudage. Dans le cadre des travaux de ce mémoire, deux programmes en cours de développement, basés sur la méthode des éléments finis, ont été améliorés, testés et validés afin de pouvoir prédire le champ de température, les distorsions et les contraintes induites par le procédé de soudage. Le programme THERM a permis de simuler l'historique thermique du soudage d'une plaque d'acier, lequel a ensuite été utilisé par le programme MEP dans la modélisation du comportement élasto-plastique du joint soudé.

Pour représenter le bain de fusion et le dépôt de métal fondu, l'apport de chaleur a été modélisé par une distribution Gaussienne de la puissance de l'arc, à l'intérieur de deux ellipsoïdes de Goldak distincts. Les résultats de la simulation de l'historique thermique au cours du soudage de la plaque d'acier ont été validés à l'aide de mesures de température, prises lors du soudage bout-à-bout d'une plaque d'acier ASTM A516 instrumentée de 15 thermocouples. La comparaison entre le champ de température obtenu à l'aide du programme THERM et les valeurs mesurées a démontré que le modèle utilisé pouvait correctement représenter le transfert de chaleur qui s'est effectué au cours du soudage de la plaque. L'écart moyen entre les températures maximales mesurées par l'ensemble des thermocouples et celles calculées n'a été que de 6,1 %, pour des valeurs maximales qui variaient entre 85 °C et 895 °C.

Les résultats ont aussi indiqué que la taille du bain de fusion mesurée était semblable à celle prévue par la simulation. Cependant, le bain de fusion réel était profond au centre et mince sur les côtés, alors que la simulation générait un bain de fusion au profil elliptique. La différence est imputable aux forces exercées par l'arc sur le métal fondu, à la tension superficielle et à la convection dans le bain de fusion, lesquelles ne sont pas prises en compte dans le modèle actuel.

Le champ de contraintes résiduelles induites par le soudage a été étudié à l'aide du programme MEP. Une première validation du programme a été réalisée par le biais de quatre cas tests dont la solution analytique était connue : essai de traction uniaxiale, chargement avec changement de température, expansion thermique avec restriction géométrique et essai de flexion élasto-plastique.

Ensuite, la capacité du programme à prendre en considération l'influence de la température sur les propriétés mécaniques, le coefficient de dilatation thermique et le changement volumétrique associé à la transformation ferrite $\leftrightarrow$ austénite a été analysée par un modèle bidimensionnel d'une plaque mince d'acier ASTM A516 chauffée localement. Les résultats ont montré que le nombre d'incrément de temps utilisé exerçait une grande influence sur les résultats de la simulation élasto-plastique du chauffage de la plaque mince, principalement en raison de la non-linéarité des propriétés mécaniques et de la contraction volumique de l'acier ASTM A516 au cours de la transformation ferrite $\leftrightarrow$ austénite.

Finalement, le programme MEP a été utilisé pour modéliser le soudage d'une plaque d'acier ASTM A516. Le temps de calcul excessif associé à une modélisation 3D, qui tiendrait compte du déplacement de l'arc, a été réduit en appliquant un modèle bidimensionnel pour l'étude d'une tranche mince de la plaque d'acier. La distribution des contraintes résiduelles selon la direction longitudinale de la plaque n'a donc pas été étudiée. Les résultats ont montré que l'évolution des contraintes au cours du soudage était globalement similaire à celle observée au cours du chauffage local de la plaque mince. La plastification du matériau et le changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite a induit des contraintes résiduelles transversales de compression qui sont maximales dans le bain de fusion avec -180 MPa et qui atteignent jusqu'à -158 MPa dans la zone plus froide en dessous du joint soudé, ainsi que des contraintes résiduelles transversales de tension allant jusqu'à 155 MPa dans le matériau autour du joint soudé qui n'a pas atteint la température de transformation. Les résultats semblent cohérents avec des mesures expérimentales publiées dans la littérature.

La limitation principale du programme MEP, dans sa forme actuelle, est associée au nombre élevé d'éléments et de pas de calcul requis pour l'obtention d'une solution qui converge. Les résultats obtenus lors de la simulation élasto-plastique du joint soudé à l'aide du modèle bidimensionnel indiquent qu'au moins 400 000 éléments seront nécessaires pour modéliser entièrement la plaque d'acier ASTM A516. L'approche suggérée pour améliorer cet aspect du programme est de développer un algorithme de maillage adaptatif basé sur la position de l'arc.

ABSTRACT

This study is aimed at developing reliable calculation methods of the thermo-mechanical welding process. Its framework is the application and the validation of two welding finite element programs used to calculate temperature distribution, distortions and residual stresses. The THERM program is used to solve the thermal problem, whose history is input into the MEP program to solve the elastic-plastic problem.

The heat input of the arc in the weld pool and in the weld metal overlay was modeled by a Gaussian distribution of the power density within two distinct Goldak ellipsoids. The simulation of the thermal history of a weld deposit across a ASTM A516 carbon steel plate was validated from an experiment conducted on a steel plate instrumented with 15 thermocouples. The comparison between the THERM program and the experiment demonstrated that the proposed analysis could adequately describe the heat flow during the weld process. The mean difference between predictions and measurements was only 6.1 % of maximum values ranging from 85 °C to 895 °C.

Results also indicated that the size of the fusion zone was similar to that anticipated by the simulation. However, the actual depth of the fusion zone was much narrower on the sides of the weld pool, while the simulation predicted an elliptical shape fusion zone. This difference was attributed to the forces exerted by the arc on the weld pool, to surface tension differences and to convection in the weld pool, which were not considered in the present model.

The welding residual stresses were calculated with the MEP program. Four tests, for which analytical solutions are known, were used to validate this program, i.e. uniaxial tension, loading with change of temperature, confined thermal expansion and elastic-plastic bending.

The influences of temperature on the thermal expansion, on the volumetric change of the ferrite-austenite transformation and on the stress history were computed by the

MEP program in a bi-dimensional ASTM A516 steel plate thermal problem. Results showed that the increment played a key role on the elastic-plastic simulation results, mainly because of the nonlinearity in the mechanical properties and of the volumetric contraction during the phase transformation.

Finally, the MEP program was employed to model the ASTM A516 steel plate welding problem. To reduce computational time, a bi-dimensional model of the plate cross-section was preferred to the actual 3D model that accounts for the arc displacement. The longitudinal residual stress (along the welding line) was therefore not calculated. Results showed that the stress history of the weld was generally similar to that obtained from a simpler local heat source model. A -180 MPa induced compressive residual stress in the fusion zone was attributed to the phase transformation, while a -158 MPa induced compressive residual stress was reached in the colder area beneath the weld joint. Moreover, a 155 MPa induced tensile residual stress was observed in the area surrounding the joint where the base metal did not transform. Those results match experimental data in the literature.

In its actual form, the principal limitation of MEP program is a too large number of elements and calculation steps needed to achieve a convergent solution on max values of residual stresses. In order to improve computational time, it is suggested to implement an adaptive mesh algorithm based on the arc position.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS.....	IV
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT	VIII
TABLE DES MATIÈRES	X
LISTE DES ANNEXES	XIII
LISTE DES FIGURES	XIV
LISTE DES TABLEAUX	XXII
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS.....	XXIII
CHAPITRE 1 REVUE BIBLIOGRAPHIQUE.....	5
1.1 Notions théoriques et empiriques utilisées dans la modélisation thermique du soudage	5
1.1.1 Physique du procédé de soudage.....	5
1.1.2 Rendement du procédé.....	7
1.1.3 Modélisation de l'arc	9
1.1.4 Modélisation du dépôt de métal fondu.....	16
1.1.5 Modélisation de l'historique thermique par la méthode des éléments finis	17
1.2 Contraintes et déformations résiduelles induites par le soudage	22
1.2.1 Origine des contraintes résiduelles.....	22
1.2.2 Déformations angulaires résiduelles	25
1.2.3 Distribution de la contrainte résiduelle longitudinale	27
1.2.4 Distribution de la contrainte résiduelle transversale	33
1.3 Modélisation élasto-plastique par la méthode des éléments finis	37

1.3.1	Formulation du problème de mécanique du solide en éléments finis	37
1.3.2	Méthodes itératives pour modéliser le comportement non-linéaire du matériau	40
1.3.3	Critère de plasticité	43
1.3.4	Relation entre les contraintes et les déformations	47
1.3.5	Signification du paramètre A	50
1.4	Conclusion	51

CHAPITRE 2 SIMULATION DE L'HISTORIQUE THERMIQUE D'UNE PASSE DE SOUDAGE.....54

2.1	Mesure de l'historique thermique d'une passe de soudage	54
2.1.1	Caractéristiques du montage expérimental	55
2.1.2	Instrumentation de mesure	56
2.1.3	Résultats expérimentaux	62
2.2	Modélisation de l'historique thermique associé à une passe de soudage par la méthode des éléments finis	66
2.2.1	Maillage du modèle et conditions aux frontières	68
2.2.2	Propriétés thermiques des matériaux	72
2.2.3	Évaluation des échanges convectifs et radiatifs	85
2.2.4	Paramètres de modélisation de l'arc de soudage.....	92
2.3	Résultats de la modélisation thermique du soudage	96
2.3.1	Analyse de convergence du modèle par éléments finis.....	99
2.4	Validation des résultats de la simulation par éléments finis	103
2.5	Conclusion	114

CHAPITRE 3 SIMULATION ÉLASTO-PLASTIQUE DU SOUDAGE ET PRÉDICTION DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES.....116

3.1	Caractéristiques principales du programme MEP pour la modélisation élasto-plastique du soudage.....	117
-----	---	-----

3.1.1	Modélisation dans le domaine élasto-plastique.....	118
3.1.2	Redistribution des contraintes en fonction de la température	119
3.2	Validation des différentes fonctionnalités du programme MEP	120
3.2.1	Modélisation d'un essai de traction uniaxiale	121
3.2.2	Modélisation d'un chargement avec une variation de la température.....	123
3.2.3	Modélisation d'une expansion thermique avec restriction géométrique.....	124
3.2.4	Modélisation d'un essai de flexion dans le domaine élasto-plastique.....	124
3.3	Modélisation élasto-plastique d'une plaque mince chauffée localement.....	125
3.3.1	Description du modèle	126
3.3.2	Maillage du modèle et conditions aux frontières	128
3.3.3	Propriétés physiques et mécaniques de l'acier ASTM A516.....	129
3.4	Résultats de la modélisation élasto-plastique de la plaque mince chauffée localement	141
3.4.1	Évolution de la distribution des contraintes au cours du procédé	141
3.4.2	Analyse de la convergence des résultats du modèle	150
3.5	Modélisation élasto-plastique du soudage d'une plaque d'acier ASTM A516	157
3.5.1	Modèle bidimensionnel.....	157
3.5.2	Maillage du modèle et conditions aux frontières	158
3.6	Résultats de la modélisation élasto-plastique du soudage	161
3.7	Recommandations pour l'amélioration des performances du programme MEP	170
3.8	Conclusion	174
	RÉFÉRENCES.....	182

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A VALIDATIONS ANALYTIQUES DES DIFFERENTES	
FONCTIONNALITES DU PROGRAMME MEP.....	187
A.1 Modélisation d'un essai de traction uniaxiale.....	187
A.1.1 Analyse de convergence	190
A.2 Modélisation d'un essai de traction uniaxiale avec changement de température	193
A.3 Modélisation d'une expansion thermique avec restrictions géométriques	195
A.4 Modélisation d'un essai de flexion	198
A.4.1 Solution analytique du problème pour un matériau purement élastique.....	200
A.4.2 Solution analytique du problème avec un matériau élastique - parfaitement plastique	203
A.4.3 Analyse des résultats de la modélisation par éléments finis pour la poutre en flexion	205
 ANNEXE B PARAMETRES DE LA MODELISATION THERMIQUE D'UNE PLAQUE	
MINCE CHAUFFEE LOCALEMENT	211

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 : Représentation schématique du procédé de soudage GMAW	6
Figure 1.2 : Distribution Gaussienne de la densité de puissance de l'arc, selon l'ellipsoïde de Goldak.....	10
Figure 1.3 : Influence de la modélisation de l'impact des gouttelettes sur le profil du bain de fusion (Dong, 2000)	14
Figure 1.4 : Comparaison entre le profil du bain de fusion d'un joint soudé simulé par éléments finis et le profil réel (Dong, 2000)	15
Figure 1.5 : Représentation schématique de l'évolution des contraintes longitudinales pendant le soudage pour différents emplacements du joint soudé (Pilipenko, 2001).....	23
Figure 1.6 : Principaux types de déformations résiduelles induites par le soudage (Casalino et al, 2002)	25
Figure 1.7 : Déformation angulaire induite par le soudage en fonction du temps (Pilipenko, 2001)	26
Figure 1.8 : Déformation angulaire pour un acier à bas carbone en fonction de la puissance de l'arc par unité de longueur du joint soudé et de la vitesse d'avance de l'arc (Radaj, 1992).....	27
Figure 1.9 : Distribution des contraintes résiduelles longitudinales dans un joint soudé bout-à-bout, en : (a) acier doux ou austénitique; (b) acier fortement allié avec un métal d'apport martensitique (adapté de Pilipenko, 2001).....	28
Figure 1.10 : Influence de la longueur du joint soudé bout-à-bout sur (a) la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale le long du joint soudé (b) la valeur maximale de la contrainte résiduelle longitudinale (Degarmo et al, 1946).....	29
Figure 1.11 : Distribution de la contrainte résiduelle longitudinale le long d'un joint soudé bout-à-bout, pour différentes positions x selon l'axe transversal (Davoud et Deng, 2004)	30
Figure 1.12 : Distributions de la contrainte résiduelle longitudinale selon la direction transversale x d'un joint soudé bout-à-bout, obtenues à l'aide de modèles 2D et 3D (Davoud et Deng, 2004)	31

Figure 1.13 : Distribution spatiale de la contrainte résiduelle longitudinale sur la surface supérieure d'un assemblage de plaques soudées bout-à-bout (Pilipenko, 2001)	32
Figure 1.14 : Distribution typique des contraintes résiduelles transversales pour un joint soudé bout-à-bout selon Masubuchi (1980)	33
Figure 1.15 : Distribution de la contrainte résiduelle transversale selon la direction longitudinale (z) pour différents paramètres de soudage (a) dépôt rapide du métal d'apport sur une plaque longue; (b) dépôt rapide du métal d'apport sur une plaque courte; (c) dépôt lent du métal d'apport sur une plaque longue. (Adapté de Radaaj, 1992).....	34
Figure 1.16 : Distribution spatiale de la contrainte résiduelle transversale sur la face supérieure d'un assemblage de plaques soudées bout-à-bout (Pilipenko, 2001).....	35
Figure 1.17 : Paramètres de modélisation du soudage (Tekriwal et Mazumder, 1991).....	36
Figure 1.18 : Illustration de la méthode de « contrainte initiale » de Zienkiewicz	41
Figure 1.19 : Représentation bidimensionnelle du critère de plasticité dans l'espace des contraintes (σ_1 , σ_2) (Zienkiewicz et al, 1969).....	44
Figure 1.20 : Évolution de la surface de plasticité F pour : (a) la consolidation isotrope (b) la consolidation cinématique (Nikishkov, 2004)	45
Figure 2.1 : Géométrie du montage utilisé pour la mesure de l'historique thermique d'une passe de soudage.....	55
Figure 2.2 : Schéma d'installation des thermocouples sur la plaque d'acier ASTM A516 pour la mesure de l'historique thermique du procédé GMAW	56
Figure 2.3 : Dessin d'usinage indiquant la position des thermocouples sur la plaque d'acier ASTM A516.....	58
Figure 2.4 : Numérotation des thermocouples de la plaque d'acier ASTM A516	59
Figure 2.5 : Vue d'ensemble de la plaque d'acier ASTM A516 après le passage de l'arc	60
Figure 2.6 : Thermocouple « harpon » T16 dans le cordon de soudure.....	61
Figure 2.7 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par les thermocouples T1 à T6 situés à 2 mm sous la face supérieure de la plaque, à une distance transversale variant entre 6 à 17 mm de la trajectoire de l'arc.....	62
Figure 2.8 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par les thermocouples T7 à T10 situés à 2 mm sous la face supérieure de la plaque, à une distance transversale entre 20 et 40 mm de la trajectoire de l'arc.....	63

Figure 2.9 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par les thermocouples T11 à T15, situés entre 5 et 10 mm sous la surface, directement sous la trajectoire de l'arc.....	64
Figure 2.10 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par le thermocouple T16, situé dans le bain de fusion.....	65
Figure 2.11 : Maillage de la plaque dans le plan x-y pour l'analyse thermique d'une passe de soudage.....	69
Figure 2.12 : Maillage d'une partie de la plaque, dans le plan x-z, pour l'analyse thermique d'une passe de soudage.....	70
Figure 2.13 : Conductivité thermique de différents aciers ayant une composition chimique similaire à celle de l'acier ASTM A516.....	74
Figure 2.14 : Conductivité thermique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température.....	75
Figure 2.15 : Chaleur spécifique de différents aciers ayant une composition chimique similaire à celle de l'acier ASTM A516	76
Figure 2.16 : Variation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température.....	78
Figure 2.17 : Enthalpie spécifique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température.....	79
Figure 2.18 : Dessin technique de l'éprouvette utilisée pour mesurer le coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516.....	80
Figure 2.19 : Montage expérimental utilisé pour mesurer le coefficient d'émissivité.....	81
Figure 2.20 : Résultats de mesure de l'émissivité de l'acier ASTM A516 à 774°C	81
Figure 2.21 : Variation du coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516 en fonction de la température, au chauffage et au refroidissement.....	82
Figure 2.22 : Variation du coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516 en fonction de la température maximale atteinte	83
Figure 2.23 : Variation du coefficient d'émissivité de l'acier A304L en fonction de la température maximale atteinte	84
Figure 2.24 : Montage expérimental utilisé pour évaluer le coefficient de convection naturelle moyen (Lanteigne et al, 2002)	85
Figure 2.25 : Modèle d'éléments finis utilisé pour simuler le refroidissement d'un bloc en acier A304L	86
Figure 2.26 : Position des thermocouples #1 et #27 selon le plan x-y	87

Figure 2.27 : Position des thermocouples #1 et #27 selon le plan z-x	87
Figure 2.28 : Courbe de refroidissement expérimentale et courbe obtenue par simulation, pour la position du thermocouple #1 du bloc d'acier A304L (coefficient d'émissivité = 0,22 ; coefficient de convection naturel moyen = 6,25 W/m ² °K).....	89
Figure 2.29 : Courbe de refroidissement expérimentale et courbe obtenue par simulation, pour la position du thermocouple #27 du bloc d'acier A304L (coefficient d'émissivité = 0,22 ; coefficient de convection naturel moyen = 6,25 W/m ² °K).....	89
Figure 2.30 : Comparaison entre la courbe de refroidissement expérimentale et la simulation pour le bloc d'acier A304L à la sortie du four	90
Figure 2.31 : Variation de la température du film d'air à la surface du bloc d'acier A304L	91
Figure 2.32 : Profil du bain de fusion pour la plaque d'acier ASTM A516.....	92
Figure 2.33 : Modélisation de l'arc de soudage en utilisant deux ellipsoïdes de Goldak	93
Figure 2.34 : Distribution spatiale de la température près de l'arc, après 38 secondes de soudage	96
Figure 2.35 : Distribution de la température sur la face supérieure de la plaque d'acier ASTM A516, après 38 secondes de soudage	97
Figure 2.36 : Distribution de la température dans le plan de symétrie (y-z) de la plaque d'acier ASTM A516, après 38 secondes de soudage	98
Figure 2.37 : Convergence de la réponse en température en fonction de l'incrément de temps..	99
Figure 2.38 : Convergence de la réponse en température en fonction du nombre de noeuds du maillage.....	100
Figure 2.39 : Discrétisation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 au centre du cordon de soudure ($\Delta t = 0,05$ s), comparativement au modèle de la Figure 2.16	102
Figure 2.40 : Discrétisation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 pour le thermocouple 11 ($\Delta t = 0,05$ s), comparativement au modèle de la Figure 2.16.....	102
Figure 2.41 : Simulation de l'historique thermique pour les thermocouples T1 à T10.....	104
Figure 2.42 : Simulation de l'historique thermique pour les thermocouples T11 et T15	104
Figure 2.43 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T1 et T2 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis.....	105
Figure 2.44 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T3 et T4 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis.....	105

Figure 2.45 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T5 et T6 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis.....	106
Figure 2.46 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T7 et T8 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis.....	106
Figure 2.47 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T9 et T10 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis.....	106
Figure 2.48 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T11 et T12 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis.....	107
Figure 2.49 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T13 et T14 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis.....	107
Figure 2.50 : Comparaison entre l'historique thermique mesuré par le thermocouple T15 et celui obtenu à l'aide de la simulation par éléments finis	107
Figure 2.51 : Valeurs expérimentales et valeurs calculées de la taille du bain de fusion et de la zone affectée thermiquement pour une plaque en acier ASTM A516 soudée par le procédé GMAW.....	111
Figure 2.52 : Simulation de l'historique thermique au centre du bain de fusion	113
Figure 3.1 : Illustration schématique de la redistribution de la contrainte, suite à un changement de température de T1 à T2	119
Figure 3.2 : Analyse de la convergence du programme en fonction du nombre d'incréments de force utilisés pour un essai de traction uniaxiale avec plastification importante	122
Figure 3.3 : Simulation d'un essai de traction uniaxiale à 20 °C, suivi d'un chauffage uniforme à 400 °C et d'un retrait de la charge	123
Figure 3.4 : Modèle pour le calcul de l'historique thermique et de l'évolution des contraintes dans une plaque mince chauffée localement.....	126
Figure 3.5 : Maillage de la plaque mince chauffée localement.....	128
Figure 3.6 : Variation du coefficient de dilatation thermique α en fonction de la température, pour différents aciers ayant une composition chimique similaire à celle de l'acier ASTM A516	131
Figure 3.7 : Variation du coefficient de dilatation thermique α de l'acier ASTM A516 en fonction de la température.....	132
Figure 3.8 : Courbes de traction de l'acier ASTM A516 pour des températures situées entre 20 et 1000 °C (Lanteigne et al, 2004).....	133

Figure 3.9 : Courbes de traction de l'acier ASTM A516 pour des déformations inférieures à 0,5%, à des températures situées entre 20 et 1000 °C (Lanteigne et al, 2004)	134
Figure 3.10 : Courbes de traction uniaxiale simplifiées pour l'acier ASTM A516 à des températures situées entre 20 et 1000 °C	135
Figure 3.11 : Variation de la limite réelle d'élasticité σ_Y de l'acier ASTM A516 en fonction de la température.....	137
Figure 3.12 : Variation du module de Young E de l'acier ASTM A516 en fonction de la température.....	138
Figure 3.13 : Variation du paramètre de consolidation A de l'acier ASTM A516 en fonction de la contrainte équivalente de Von Mises σ_e pour différentes températures.....	140
Figure 3.14 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale, pendant la période de chauffage de la plaque mince.....	144
Figure 3.15 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale, pendant la période de refroidissement de la plaque mince.....	146
Figure 3.16 : Distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} dans la plaque mince chauffée localement	148
Figure 3.17 : Distribution de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} dans la plaque mince chauffée localement	149
Figure 3.18 : Distribution de la contrainte résiduelle de cisaillement τ_{xyres} dans la plaque mince chauffée localement	149
Figure 3.19 : Distributions des contraintes résiduelles transversale σ_{xres} et normale σ_{yres} dans la plaque chauffée localement, pour trois maillages différents.....	152
Figure 3.20 : Emplacement des fluctuations de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} et champ de température correspondant, à la fin du chauffage	153
Figure 3.21 : Distributions des contraintes résiduelles transversale σ_{xres} et normale σ_{yres} dans la plaque chauffée localement, pour trois incréments de temps différents ($\Delta t = 0,01$ s, 0,002 s et 0,001 s).....	155
Figure 3.22 : Maillage servant à la modélisation thermique et élasto-plastique du soudage	159
Figure 3.23 : Maillage dans la zone du joint soudé.....	159
Figure 3.24 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale pendant la période de chauffage du joint soudé	163

Figure 3.25 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale pendant la période de refroidissement du joint soudé	165
Figure 3.26 : Distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} dans la plaque soudée	167
Figure 3.27 : Distribution de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} dans la plaque soudée	168
Figure 3.28 : Distribution de la contrainte résiduelle de cisaillement τ_{xyres} dans la plaque soudée	169
Figure A.1: Modèle utilisé pour reproduire un essai de traction uniaxiale	188
Figure A.2 : Comparaison entre la simulation et la courbe de traction expérimentale à 20°C ..	189
Figure A.3 : Comparaison entre la simulation et la courbe de traction expérimentale à 20 °C pour une faible déformation plastique	190
Figure A.4 : Analyse de la convergence du programme en fonction du nombre d'incréments de force utilisés pour un essai de traction avec plastification modérée	191
Figure A.5 : Analyse de la convergence du programme en fonction du nombre d'incréments de force utilisés pour un essai de traction avec plastification importante.....	192
Figure A.6 : Simulation d'un essai de traction uniaxiale à 20°C, suivi d'un chauffage uniforme à 400°C et d'un retrait de la charge	194
Figure A.7 : Modèle utilisé pour reproduire l'expansion thermique d'une pièce d'acier ASTM A516 restreinte géométriquement	195
Figure A.8: Contrainte σ_x en fonction de la température dans la pièce restreinte géométriquement.....	198
Figure A.9 : Modèle utilisé pour reproduire un essai de flexion élasto-plastique.....	199
Figure A.10 : Maillage utilisé pour l'essai de flexion élasto-plastique.....	200
Figure A.11 : Diagramme de l'effort tranchant pour la poutre en flexion élastique	201
Figure A.12 : Diagramme du moment fléchissant pour la poutre en flexion élastique.....	201
Figure A.13 : Distribution de la contrainte σ_x pour la poutre en flexion avec un matériau élastique	202
Figure A.14 : Distribution typique des contraintes dans une section de poutre pour un matériau élastique et un matériau élastique – parfaitement plastique	203
Figure A.15 : Distribution de la contrainte σ_x dans la section de la poutre à $x=0$	205
Figure A.16 : Distribution de la contrainte σ_x dans la poutre en acier A516	207

Figure A.17 : Distribution de la contrainte σ_y dans la portion centrale de la poutre en acier A516	207
Figure A.18 : Distribution de la contrainte τ_{xy} dans la portion centrale de la poutre en acier A516	208
Figure A.19 : Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises dans la poutre en acier A516.....	208
Figure A.20 : Distribution de la contrainte résiduelle σ_x dans la section centrale de la poutre ($x=0$).....	209

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 : Valeurs typiques de l'efficacité de l'arc η pour les différents procédés de soudage (Pilipenko, 2001).....	8
Tableau 1.2 : Valeurs suggérées des paramètres d'étalement de l'arc.....	13
Tableau 1.3 : Différentes méthodes de résolution par intégration directe (Cook et al, 2002).....	21
Tableau 2.1 : Position des thermocouples pour le montage expérimental et le modèle d'éléments finis.....	71
Tableau 2.2 : Composition chimique de l'acier ASTM A516	72
Tableau 2.3 : Composition chimique de l'acier de soudage ER70s-6.....	73
Tableau 2.4 : Paramètres de modélisation thermique de l'arc de soudage.....	94
Tableau 2.5 : Différence entre les valeurs de la température maximale mesurées par les différents thermocouples et celles calculées par éléments finis pour le soudage d'une plaque d'acier ASTM A516 par GMAW.....	108
Tableau 2.6 : Différence entre les valeurs de la température maximale mesurées par les différents thermocouples et celles calculées en utilisant un ou deux ellipsoïdes de Goldak.....	110
Tableau A.1 : Comparaison entre la simulation et la solution analytique pour l'expansion d'un bloc restreint géométriquement.....	197
Tableau B.1 : Paramètres de la modélisation thermique d'une plaque mince chauffée localement	211

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

Liste des abréviations

2D :	Bidimensionnel
3D :	Tridimensionnel
ASME :	American Society of Mechanical Engineers
CPU :	Central processing unit
GMAW :	Gas metal arc welding
GTAW :	Gas tungsten arc welding
IREQ :	Institut de recherche d'Hydro-Québec
MEF :	Méthode par éléments finis
SAW :	Submerged arc welding
SMAW :	Shielded metal arc welding
ZAT :	Zone affectée thermiquement

Liste des symboles latins

a :	Étalement latéral de l'ellipsoïde
A :	Paramètre de consolidation dans la matrice élasto-plastique
b :	Profondeur de l'ellipsoïde
$[B]$:	Matrice différentielle
c_p :	Chaleur spécifique à pression constante
$[C],[c]$:	Matrice de chaleur spécifique de la structure, élément
c_f :	Étalement avant de l'ellipsoïde
c_r :	Étalement arrière de l'ellipsoïde
$[D]$:	Matrice d'élasticité du matériau
D_{el} :	Matrice initiale purement élastique
D_{ep} :	Matrice élasto-plastique
e :	Coefficient d'émissivité
E :	Module de Young
F :	Surface d'écoulement

$\{F\}$:	Vecteur des forces volumiques
f_b :	Conditions aux frontières de flux de chaleur
f_f :	Fraction de la puissance contenue dans le quadrant avant de l'ellipsoïde
f_r :	Fraction de la puissance contenue dans le quadrant arrière de l'ellipsoïde
H_e :	Enthalpie spécifique
h_{global} :	Coefficient de convection combiné
h_{conv} :	Coefficient de convection naturelle moyen
h_{rad} :	Coefficient de radiation
$[H],[h]$:	Matrice de convection de la structure, élément
I :	Courant
$[K],[k]$:	Matrice de conductivité thermique de la structure, élément
$[K_D],[k_D]$:	Matrice de rigidité de la structure, élément
n :	Pente de la courbe de traction uniaxiale
$[N]$:	Fonctions d'interpolation
$\{P\}$:	Vecteur des forces ponctuelles
Q :	Énergie de la source de chaleur
$\dot{Q}$:	Puissance introduite dans l'assemblage soudé
$\dot{Q}_{\text{pièce}}$:	Puissance transmise à la pièce lors du soudage
$\dot{Q}_{\text{arc}}$:	Puissance consommée par l'arc
$\dot{Q}_{\text{électrode}}$:	Puissance consommée par l'électrode
$\dot{Q}_{\text{pertes}}$:	Puissance dissipée lors du soudage
$\dot{q}$:	Densité de puissance
$\dot{q}(0)$:	Densité de puissance au centre de l'ellipsoïde
$\{R\},\{r\}$:	Vecteur des conditions aux frontières de la structure, élément
$\{R_h\},\{r_h\}$:	Vecteur de convection de la structure, élément
$\{R_B\},\{r_B\}$:	Vecteur des flux de chaleur imposés de la structure, élément
$\{R_Q\},\{r_Q\}$:	Vecteur de génération de chaleur de la structure, élément
S :	Surface

S_Y :	Limite conventionnelle d'écoulement
t :	Temps
T :	Température
$\dot{T}$:	Dérivée de la température par rapport au temps
$\{T_e\}$:	Vecteur des températures nodales
$\{T_\theta\}$:	Vecteur des dérivées de la température par rapport à x, y et z
T_{fluide} :	Température du fluide ambiant
$\{U_e\}, \{u_e\}$:	Vecteur des déplacements nodaux de la structure, élément
v :	Vitesse d'avance de l'arc
V :	Tension
V :	Volume
x :	Direction transversale
y :	Direction normale
z :	Direction longitudinale

Liste des symboles grecs

α :	Coefficient de dilatation thermique
β :	Paramètre de la méthode par intégration directe
Δt :	Incrément de temps
ε :	Déformation
ε_{el} :	Déformation élastique
ε_p :	Déformation plastique
$\{\varepsilon_0\}$:	Vecteur des déformations initiales
η :	Efficacité de l'arc
κ :	Conductivité thermique, paramètre de consolidation du matériau
ν :	Coefficient de Poisson
Π :	Fonction potentielle
ρ :	Mass spécifique
σ :	Constante de Stefan-Boltzmann
σ :	Contrainte en mode normal

$\{\sigma_0\}$:	Vecteur des contraintes initiales
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$:	Contraintes principales
σ_e :	Contrainte équivalente de Von Mises
σ_U :	Limite ultime, résistance à la traction
σ_x :	Contrainte transversale
σ_{xres} :	Contrainte résiduelle transversale
σ_y :	Contrainte normale
σ_{yres} :	Contrainte résiduelle normale
σ_Y :	Limite réelle d'élasticité
σ_z :	Contrainte longitudinale
σ_{zres} :	Contrainte résiduelle longitudinale
τ :	Contrainte en mode cisaillement
$\{\phi\}$:	Vecteur des forces surfaciques

Introduction

Mise en situation

Depuis plusieurs décennies, l'hydroélectricité s'est imposée comme étant l'une des principales sources de production d'énergie. Pendant longtemps, les roues de turbines hydrauliques étaient conçues d'une unique pièce coulée. Les méthodes de fabrication évoluant constamment, les roues de turbines hydrauliques sont maintenant des assemblages mécano-soudés.

La performance mécanique des joints soudés est difficile à prédire. En effet, leur comportement mécanique est fortement influencé par l'apport intense de chaleur introduit lors du soudage. La chaleur transmise à la pièce par l'arc, en plus de provoquer la fusion du métal d'apport et de l'assemblage, modifie la microstructure du métal par différents phénomènes métallurgiques et engendre la présence de contraintes résiduelles et de distorsions après le soudage. Celles-ci peuvent nuire à l'agencement géométrique des pièces, ce qui contribue à diminuer leur vie utile. En effet, les joints soudés sont souvent à l'origine de défaillances des roues; il est primordial d'en améliorer la fiabilité, car tout arrêt de la turbine entraîne automatiquement d'importantes pertes monétaires pour l'exploitant d'une centrale.

Objectif du projet

L'objectif de cette étude est de développer des méthodes de calcul fiables qui permettront d'effectuer une analyse thermomécanique du procédé de soudage et qui fourniront les informations nécessaires à la prédiction du comportement mécanique en service des assemblages soudés.

Méthodologie

La première étape du projet a été d'améliorer le programme d'éléments finis en cours de développement THERM, pour simuler le champ de température induit par le procédé de soudage appliqué à un acier. Une recherche bibliographique sur les propriétés thermiques a été effectuée afin de représenter fidèlement le transfert de chaleur dans la pièce, au cours du soudage. L'émissivité de l'acier a été obtenue expérimentalement sur des éprouvettes chauffées par induction. La capacité du programme à bien modéliser un problème simple a été validée à l'aide d'un montage expérimental, qui a permis de mesurer l'historique thermique du refroidissement d'un bloc d'acier 304L. La validation finale du programme THERM a été effectuée à l'aide de valeurs expérimentales du champ de température associé au passage d'un arc de soudage. Ces mesures ont été réalisées sur une plaque d'acier ASTM A516 instrumentée de thermocouples.

Dans la deuxième étape du projet, le programme de simulation mécanique élasto-plastique MEP a été amélioré, testé et validé afin de pouvoir déterminer le champ de contraintes résiduelles induites par le soudage. La méthode utilisée pour prendre en considération la non-linéarité du matériau au cours du soudage est l'approche itérative par « contrainte initiale » de Zienkiewicz. Les différents algorithmes utilisés dans le programme MEP ont été validés à l'aide de quatre cas de chargement dont la solution analytique est connue. Les propriétés mécaniques de l'acier ASTM A516 ont été mesurées à des températures variant entre l'ambiante et 1000 °C. La capacité du programme à modéliser le comportement d'une structure dans le domaine élasto-plastique, lors d'un chargement thermique, a été initialement vérifiée à l'aide des résultats obtenus pour une plaque mince d'acier ASTM A516 chauffée localement. La convergence du modèle en fonction du maillage et de l'incrément de temps a été analysée. Ensuite, le modèle a été appliqué pour calculer la distribution des contraintes résiduelles résultant du soudage d'une plaque d'acier ASTM A516 par le procédé GMAW.

Plan du mémoire

Ce mémoire comporte trois chapitres.

Le premier chapitre présente une revue de la littérature sur les notions importantes de la modélisation thermique et mécanique du procédé de soudage. Les phénomènes physiques et le bilan énergétique du procédé sont documentés et les différents aspects associés à la modélisation de l'arc sont détaillés. Les notions théoriques de la formulation par éléments finis du champ de température associé au soudage sont introduites. Le comportement du matériau est examiné en se référant aux champs de contraintes et déformations résiduelles induites lors du soudage. Ensuite, la formulation théorique du problème élasto-plastique par la méthode des éléments finis est présentée, en considérant différentes méthodes de résolution des problèmes non-linéaires et le critère de plasticité utilisé.

Dans le deuxième chapitre, l'historique thermique associé au soudage a été simulé à l'aide du programme THERM. Le modèle d'éléments finis est présenté, le choix des propriétés thermiques est documenté et le coefficient d'émissivité de l'acier est caractérisé. Les résultats obtenus à l'aide du programme THERM sont présentés et validés en les comparant aux distributions de température mesurées dans une plaque, lors d'une passe de soudage.

Le chapitre trois est consacré aux développements apportés au programme d'éléments finis MEP pour déterminer le champ tridimensionnel de contraintes résiduelles associées au soudage. La validation des différents algorithmes du programme est présentée. Les résultats de la modélisation des contraintes résiduelles induites par le chauffage local d'une plaque d'acier et ensuite, par le soudage d'une plaque par le procédé GMAW, sont présentés.

En dernier lieu, une conclusion met l'accent sur les résultats obtenus dans ce mémoire. Des recommandations sont proposées concernant des améliorations à apporter

aux deux programmes, THERM et MEP, afin d'être en mesure de mieux simuler les phénomènes physiques associés au procédé du soudage.

Chapitre 1

Revue bibliographique

Ce chapitre présente une revue de la littérature traitant de la modélisation thermique et élasto-plastique du procédé du soudage. Les notions utilisées dans la modélisation du champ de température sont d'abord introduites. Par la suite, le comportement élasto-plastique du matériau lors du soudage est analysé en se référant à la méthode de résolution du problème élasto-plastique par éléments finis. Différentes approches de résolution des problèmes non-linéaires sont décrites, de même que les notions utilisées pour définir la plasticité.

1.1 Notions théoriques et empiriques utilisées dans la modélisation thermique du soudage

Dans cette section, une attention particulière est apportée à la physique du soudage, de même qu'au bilan énergétique du procédé. De plus, les différentes approches présentées dans la littérature scientifique pour modéliser l'arc de soudage sont analysées. Enfin, la formulation du problème thermique transitoire par la méthode des éléments finis (MEF) est décrite.

1.1.1 Physique du procédé de soudage

Le procédé de soudage étudié dans le cadre de ces travaux est le «Gas Metal Arc Welding» (GMAW) ou «Metal Inert Gas Welding» (MIG). Pour ce procédé, l'énergie est transmise à la pièce par radiation à partir de l'arc, par le métal fondu à l'anode, ainsi que par conduction à partir du métal d'apport en fusion. La Figure 1.1 montre la fonte de l'électrode et le transfert du métal fondu dans le bain de fusion pour le soudage par GMAW.

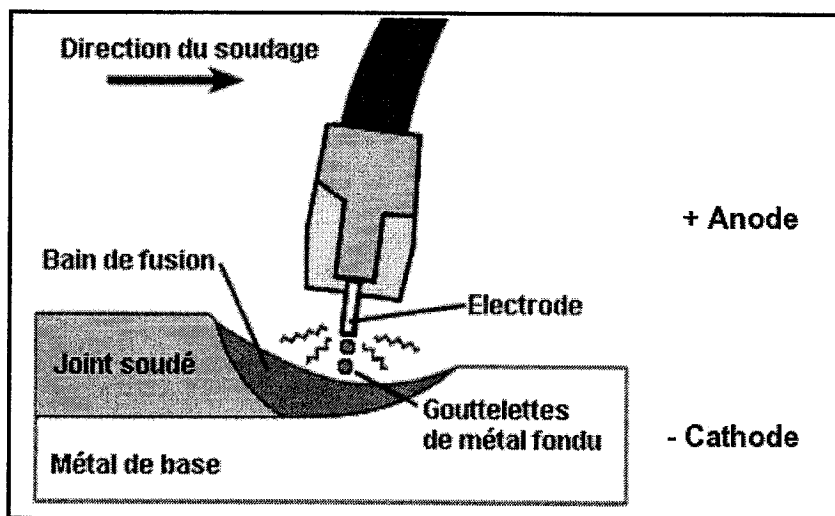


Figure 1.1 : Représentation schématique du procédé de soudage GMAW

Cependant, en raison de la convection et de la répulsion du métal liquide provoquées par l'arc, l'apport de chaleur est en réalité distribué dans un volume de matériau plutôt qu'en surface seulement (Goldak et al, 1984). Il a été soulevé à maintes reprises que la convection du métal liquide dans le bain de fusion et la pression exercée par le plasma influençait considérablement le transfert de chaleur dans le bain de fusion, pour tous les différents procédés de soudage (Chan et al, 1984 et Brown et Song, 1992).

De plus, les différences de tension superficielle autour du métal fondu entraînent un transfert de masse à l'intérieur du bain de fusion (effet de Marangoni). Selon les études, plus le nombre de Prandtl (rapport de la diffusion d'énergie cinétique sur la diffusion de l'énergie thermique) augmente, plus le rapport entre la profondeur et l'étalement latéral du bain de fusion augmente. Bref, un bain de fusion caractérisé par un brassage énergétique aura plus tendance à creuser le métal qu'un bain de fusion plus stagnant. Pour ces raisons, le bain de fusion est souvent très loin d'être sphérique (Chan et al, 1984).

1.1.2 Rendement du procédé

La puissance $\dot{Q}$ (watt) introduite dans un assemblage soudé lors d'une opération de soudage est décrite par l'équation suivante (Lanteigne et al, 2002) :

$$\dot{Q} = \eta VI \quad (1.1)$$

Les paramètres d'arc tels que la tension V et le courant I sont facilement mesurables à même l'appareil de soudage, mais l'efficacité de l'arc η est un paramètre empirique qui doit être évalué avec une grande prudence. Ce paramètre reflète les pertes énergétiques dans l'arc ($\dot{Q}_{pertes}$), principalement par radiation (Moore et al, 1986). Plus précisément, η est le rapport de la puissance transmise à la pièce ($\dot{Q}_{pièce}$) sur la puissance consommée par l'arc ($\dot{Q}_{arc}$) et l'électrode ($\dot{Q}_{électrode}$); sa valeur détermine l'efficacité de l'arc. Les relations suivantes ont été proposées par Dupont et Marder (1995) pour décrire le bilan énergétique du procédé de soudage :

$$\dot{Q}_{arc} + \dot{Q}_{électrode} = \dot{Q}_{pertes} + \dot{Q}_{pièce} \quad (1.2)$$

et l'efficacité énergétique de l'arc:

$$\eta = \frac{\dot{Q}}{\dot{Q}_{total}} = \frac{\dot{Q}_{pièce}}{\dot{Q}_{arc} + \dot{Q}_{électrode}} \quad (1.3)$$

Afin d'appliquer adéquatement un modèle de transfert de chaleur pour déterminer le champ de température associé au soudage, il est impératif de connaître avec précision le rendement énergétique de l'arc. La valeur du paramètre η dépend fortement du procédé de soudage considéré, mais l'équation du bilan énergétique est la même dans tous les cas.

La mesure expérimentale de l'efficacité énergétique de l'arc requiert l'utilisation d'une méthode calorimétrique pour déterminer la quantité d'énergie transférée dans la pièce. En utilisant un calorimètre pour effectuer une telle mesure, les échantillons sont

soudés puis rapidement placés dans le calorimètre ; les pertes entre le soudage et le transfert jusqu'au calorimètre se doivent d'être négligées (Dupont et Marder, 1995). Par ailleurs, puisque les pertes radiatives provenant du bain de fusion sont déjà incluses dans le terme $\dot{Q}_{pertes}$, elles ne doivent pas être considérées dans le modèle de transfert de chaleur (Goldak et al, 1986). Il en est de même pour les pertes associées à la vaporisation du métal et du gaz protecteur (Davoud et Deng, 2004).

Selon les travaux de Dupont (1995), les procédés de soudage à consommation d'électrode (GMAW et SAW) montrent une efficacité d'arc moyenne de $0,84 \pm 0,04$. Parallèlement, Watkins (1989) a mesuré une efficacité de 0,85 pour le GMAW. Il faut cependant noter que des travaux antérieurs à 1960 présentent des valeurs d'efficacité plus près de 0,70 (Christensen et al, 1965), ce qui pourrait indiquer une amélioration dans les procédés. Tous ces résultats sont cohérents avec ceux présentés par Pilipenko (2001) dans le cadre de ses travaux sur la modélisation des contraintes résiduelles induites par le soudage; ces derniers sont présentés au Tableau 1.1 pour les procédés SAW (Submerged Arc Welding), SMAW (Shielded Metal Arc Welding), GMAW (Gas Metal Arc Welding) et GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).

Tableau 1.1 : Valeurs typiques de l'efficacité de l'arc η pour les différents procédés de soudage (Pilipenko, 2001)

Procédé de soudage		SAW	SMAW	GMAW		GTAW
Métal de base		Acier	Acier	Acier	Acier	Acier
Gaz		---	---	CO ₂	Ar	Ar
Efficacité de l'arc η	Min	0,91	0,66	0,75	0,66	0,25
	Max	0,99	0,85	0,93	0,70	0,75

Dans le cadre des travaux de ce mémoire, l'efficacité de l'arc η est posée à 0,85.

1.1.3 Modélisation de l'arc

La prédiction de l'historique thermique d'une passe de soudage nécessite l'utilisation d'un modèle aussi réaliste que possible pour représenter la source de chaleur du soudage. La complexité des phénomènes autour du bain de fusion est telle que la modélisation de l'échange de chaleur ne peut se faire correctement qu'à l'aide d'une approche numérique, les modèles analytiques n'étant pas adéquats.

L'approche analytique de Rosenthal (1946), selon laquelle la source de chaleur est ponctuelle, peut générer des erreurs importantes dans le calcul de la température près de la zone de fusion et de la zone affectée thermiquement (Pavelic et al, 1969 ; Goldak et al, 1984). Le modèle de l'arc en forme de disque développé par Pavelic (1969) est plus réaliste que celui de la source ponctuelle en raison de la distribution de la chaleur sur une surface, mais ce modèle ne tient pas compte du transfert de chaleur beaucoup plus rapide dans le bain de fusion. Pour une torche oxyacétylénique qui ne crée aucune fusion du métal, le modèle de Pavelic peut par contre s'avérer très précis (Lanteigne et al, 2002).

En raison du brassage et du creusage générés par l'arc, il est cependant plus avisé de considérer que l'apport de chaleur est distribué dans un volume de matériau plutôt qu'en surface seulement. Il est aussi reconnu qu'une quantité non négligeable d'énergie est transférée par radiation et convection directement vers le métal solide, sans passer par le bain de fusion (Goldak et al, 1984). Afin d'obtenir des champs de température réalistes à partir des analyses thermiques d'une configuration d'un joint soudé, il est nécessaire de comprendre de quelle façon la masse et l'énergie sont transférées et distribuées dans le matériel fondu (Brown, 1992). À cet effet, plusieurs recherches antérieures (Goldak et al, 1984; Goldak et al, 1986; Moore et al, 1986) indiquent que le flux de chaleur entre le bain de fusion et le métal environnant est plus intense au centre du bain de fusion et que la puissance de l'arc décroît selon une distribution Gaussienne

le long des trois axes x , y et z à l'intérieur d'un ellipsoïde, comme illustré schématiquement à la Figure 1.2.

Dans le cadre des présents travaux, la source de chaleur sera représentée selon l'ellipsoïde de Goldak, dans lequel la distribution de la densité de puissance est exprimée en fonction des paramètres a , b , c_f et c_r . Ces paramètres représentent respectivement l'étalement latéral de l'ellipsoïde (selon l'axe x), sa profondeur (selon l'axe y) et son étalement avant et arrière (selon l'axe z). La densité de puissance $\dot{q}$ (watt/unité de volume) est alors très grande au centre de l'arc et décroît exponentiellement en s'approchant de la paroi du bain de fusion. Cette modélisation permet de considérer les effets combinés de la distribution du flux de chaleur provenant de l'arc et de la convection du bain de fusion (Moore et al, 1986).

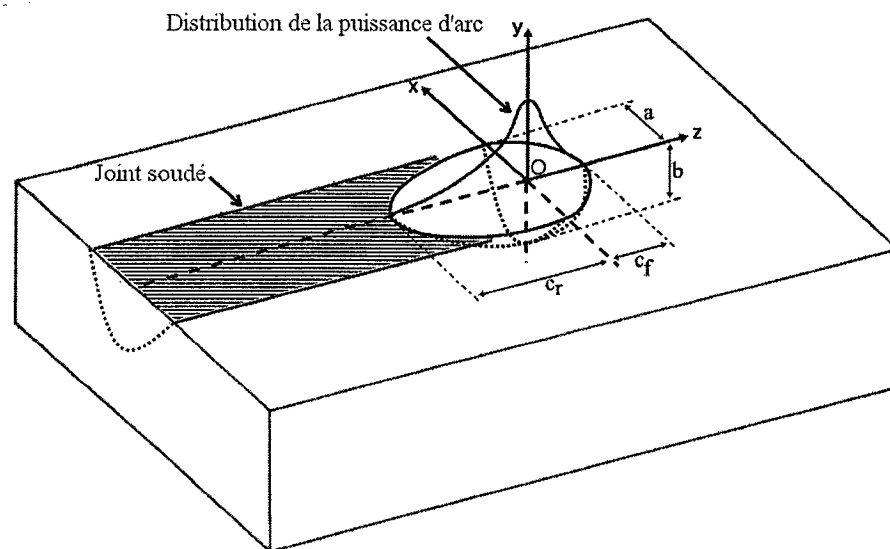


Figure 1.2 : Distribution Gaussienne de la densité de puissance de l'arc, selon l'ellipsoïde de Goldak

Selon le modèle de Goldak (1984), la distribution Gaussienne de la densité de puissance dans un ellipsoïde centré au point (0, 0, 0) est déterminée à l'aide de l'équation suivante :

$$\dot{q}(x, y, z) = \dot{q}(0) e^{-Ax^2} e^{-By^2} e^{-Cz^2} \quad (1.4)$$

où $\dot{q}(0)$ représente la valeur maximale de la densité de puissance au centre de l'ellipsoïde.

En respectant la loi de la conservation de l'énergie et en considérant que la puissance est appliquée seulement dans la portion inférieure de l'ellipsoïde (selon l'axe y négatif), la puissance de l'arc $\dot{Q}$ est exprimée par :

$$2\dot{Q} = 8 \int_0^\infty \int_0^\infty \int_0^\infty \dot{q}(0) e^{-Ax^2} e^{-By^2} e^{-Cz^2} dx dy dz \quad (1.5)$$

L'équation 1.5 permet d'évaluer la densité de puissance au centre de l'ellipsoïde, $\dot{q}(0)$, en fonction des paramètres d'étalement de l'arc et de la puissance introduite dans la pièce $\dot{Q}$. L'expression obtenue prend la forme :

$$\dot{q}(0) = \frac{2\dot{Q}\sqrt{ABC}}{\pi\sqrt{\pi}} \quad (1.6)$$

Les constantes A,B,C et les paramètres d'étalement de l'arc a, b et c sont définis de façon à obtenir une densité de puissance de $\dot{q}(0)/20$ à la surface de l'ellipsoïde. Cette hypothèse de travail mène aux relations suivantes :

$$A = \frac{3}{a^2} : B = \frac{3}{b^2} : C = \frac{3}{c^2} \quad (1.7)$$

et l'équation 1.4 devient :

$$\dot{q}(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}\dot{Q}}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3z^2/c^2} \quad (1.8)$$

L'équation 1.8 présente toutefois une limitation, car elle ne permet pas de considérer une différence entre la distribution de la densité de puissance des portions avant et arrière de la source. Pour palier à cette limitation, le modèle de l'arc peut être modifié en introduisant un paramètre f_i qui représente les fractions de chaleur déposée (f_f et f_r pour les quadrants avant et arrière, respectivement) (Goldak et al, 1984). En utilisant cette approche, le paramètre c_i peut avoir des valeurs différentes dans les quadrants avant et arrière (Goldak et al, 1986). Pour chacun des quadrants, l'équation 1.8 devient :

$$\dot{q}(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_i\dot{Q}}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3z^2/c_i^2} \quad (1.9)$$

Afin de respecter le bilan énergétique de l'arc, la somme de f_f et f_r doit égaler deux. Dans l'équation 1.9, le paramètre c_i est identifié c_f dans quadrant avant et c_r dans le quadrant arrière.

La détermination des valeurs des paramètres d'étalement de l'arc nécessite la connaissance des dimensions de la zone de fusion. Dans certains cas, ces dimensions peuvent être évaluées à partir de l'analyse métallographique d'une section du joint soudé. Lorsque cette méthode n'est pas disponible, une approche empirique développée par Christensen (1965) pour estimer les dimensions du bain de fusion peut être utilisée.

Au cours de ses travaux, Goldak (1986) a évalué que la meilleure correspondance entre les résultats expérimentaux et numériques était obtenue lorsque l'ellipsoïde possédait une forme et des dimensions similaires au bain de fusion, selon les dimensions indiquées au Tableau 1.2.

Tableau 1.2 : Valeurs suggérées des paramètres d'étalement de l'arc

Paramètre	Valeur suggérée
a	demi-largeur du bain de fusion
b	profondeur du bain de fusion
c_f	a
c_r	$2 \cdot a$
f_f	0,6
f_r	1,4

Les valeurs suggérées au Tableau 1.2 doivent être considérées seulement à titre indicatif, car elles sont évaluées de manière approximative. Néanmoins, il est clair que si l'ellipsoïde est trop petit, des températures trop élevées seront générées au centre de l'arc. D'un autre côté, si l'apport de puissance est effectué dans un trop grand volume, il ne se produira pas de fusion du métal, ce qui est évidemment incorrect. Des mesures expérimentales de la température dans le bain de fusion indiquent d'ailleurs une température maximale dans le bain de fusion supérieure de 400 à 500 °C au point de fusion pour un acier à bas carbone (Moore et al, 1986). La température maximale dans le bain de fusion est limitée principalement par la température de vaporisation du métal d'apport.

Dans le cas où la zone de fusion diffère d'une forme ellipsoïdale, d'autres modèles peuvent alors être considérés pour représenter la distribution de la puissance d'arc.

Pour le procédé GMAW, la modélisation de l'impact des gouttelettes de métal fondu est nécessaire afin de prédire exactement la configuration du bain de fusion (Dong, 2000). La Figure 1.3 illustre l'influence de la prise en compte de ce paramètre sur la prédiction du profil du bain de fusion.

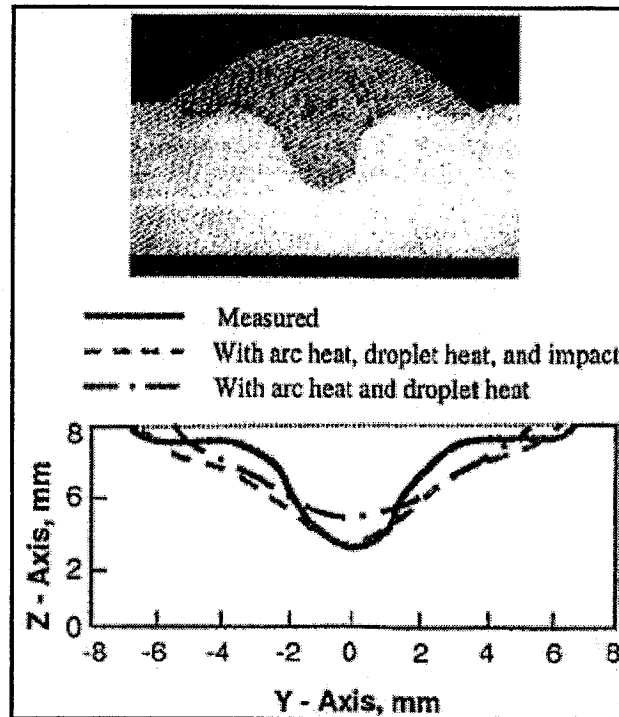


Figure 1.3 : Influence de la modélisation de l'impact des gouttelettes sur le profil du bain de fusion (Dong, 2000)

Deux profils obtenus par calculs sont présentés, l'un en considérant la chaleur provenant de l'arc et des gouttelettes et l'autre, en prenant également en compte l'impact des gouttelettes. Ces résultats montrent qu'il est nécessaire de modéliser l'impact des gouttelettes lorsque la profondeur du bain de fusion doit être déterminée de manière précise. Cependant, si l'objectif est d'analyser le champ de contraintes résiduelles dans la région extérieure au bain de fusion, un tel raffinement dans les calculs n'est pas utile.

Par ailleurs, des résultats récents ont démontré que les analyses thermiques d'un joint soudé utilisées pour la prédiction des contraintes résiduelles peuvent être fortement simplifiées en imposant la température à la frontière du bain de fusion (Dong, 2000 et Katsareas et al, 2004). Selon cette approche, une température prescrite est appliquée sur le profil du bain de fusion pendant une période caractéristique, qui est estimée à partir de la vitesse de soudure et des dimensions du joint soudé. Après cette période, la température prescrite est enlevée et le joint soudé peut se refroidir en même temps que le reste du modèle d'éléments finis (Katsareas et al, 2004). Ainsi, des configurations de bain de fusion complexes peuvent être modélisées, comme le montre la Figure 1.4 ; la partie gauche illustre la configuration réelle du bain de fusion et celle de droite, la configuration obtenue par calculs à l'aide des éléments finis. La concordance entre les deux profils est excellente.

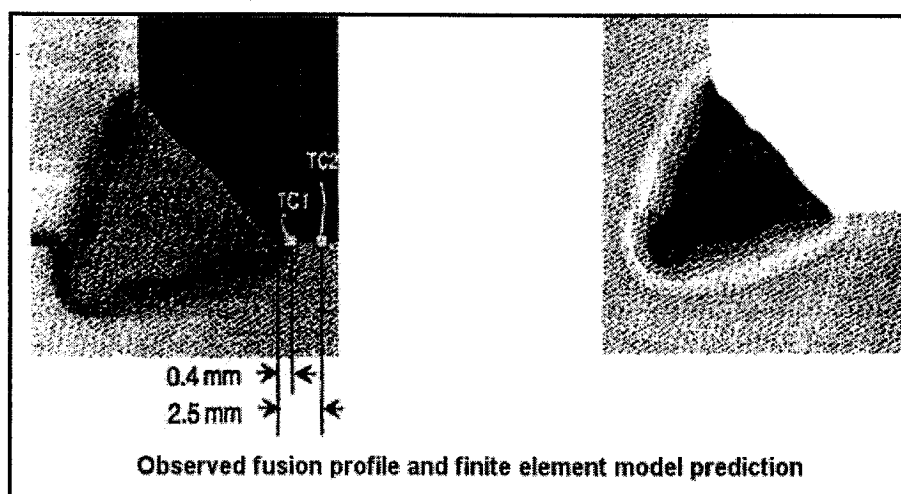


Figure 1.4 : Comparaison entre le profil du bain de fusion d'un joint soudé simulé par éléments finis et le profil réel (Dong, 2000)

Néanmoins, la méthode proposée par Dong (2000) et Katsareas (2004) est difficile à appliquer, car elle nécessite une connaissance précise de l'historique thermique du joint soudé. Un bain de fusion aux formes complexes pourrait être représenté plus facilement en juxtaposant plusieurs ellipsoïdes de Goldak.

1.1.4 Modélisation du dépôt de métal fondu

L'addition du métal d'apport présente un problème sur le plan de la modélisation. La solution la plus simple est de considérer le métal d'apport comme étant appliqué sur l'assemblage dès le départ. Cette approche, très souvent citée dans la littérature, permet de modéliser de façon réaliste ce qui se passe derrière l'arc pendant que le joint soudé se refroidit, mais elle peut mener à des imprécisions dans une petite région en avant de l'arc, dépendant de la vitesse de celui-ci.

Il est aussi possible d'ajouter le métal d'apport en faisant «naître» des éléments au cours de l'analyse par éléments finis. Afin de respecter le principe de conservation de l'énergie, le métal doit être ajouté à une température supérieure au point de fusion de l'acier, puis l'énergie contenue dans l'ellipsoïde qui représente le bain de fusion doit être réduite afin de prendre en compte l'énergie contenue dans le métal d'apport (Moore et al, 1986).

1.1.5 Modélisation de l'historique thermique par la méthode des éléments finis

Cette section décrit la résolution du problème thermique par la Méthode des Éléments Finis (MEF) et propose une approche pour la résolution du problème de transfert de chaleur en régime transitoire.

Formulation du problème thermique en éléments finis

La formulation préconisée pour représenter un problème de transfert de chaleur en régime transitoire et calculer le champ de température $T(x, y, z, t)$ est obtenue à l'aide d'une fonctionnelle Π . En appliquant la méthode des résidus pondérés de Galerkin, l'expression suivante est obtenue (Cook et al, 2002) :

$$\Pi = \int \left(\frac{1}{2} \{T_{\theta}\}^T \{\kappa\} \{T_{\theta}\} - QT + c_p \rho T \dot{T} \right) dV - \int \left(f_B T + h_{global} T_{fluide} T - \frac{1}{2} h_{global} T^2 \right) dS \quad (1.10)$$

où $\{T_{\theta}\}$ représente le vecteur des dérivées de $T(x, y, z, t)$ par rapport à x, y et z .

Dans le premier terme du membre de droite, $\{\kappa\}$ représente la matrice de conductivité thermique, Q , la source de chaleur, c_p , la chaleur spécifique du matériau, ρ , la masse spécifique du matériau et $\dot{T}$, la dérivée de la température par rapport au temps. Le second terme du membre de droite représente les conditions aux frontières de flux chaleur f_B et de convection, avec h_{global} pour coefficient de convection et T_{fluide} pour température du milieu ambiant.

Afin d'adapter l'équation 1.10 à la méthode par éléments finis, le champ de température $T(x, y, z, t)$ sera approximé à l'aide d'une fonction polynomiale à l'intérieur de chaque élément. Les fonctions d'interpolation $N_i(x, y, z)$ seront utilisées pour

exprimer ce champ de température à l'intérieur d'un élément, à partir des températures nodales de cet élément T_e :

$$T(x, y, z, t) = \sum_{i=1}^{noeuds} N_i(x, y, z) T_{e_i}(t) \quad (1.11)$$

Pour simplifier la présentation, l'équation 1.11 sera écrite sous la forme suivante pour chaque élément :

$$T = [N] \{T_e\} \quad (1.12)$$

$$\text{où } \{T_e\} = [B] \{T_e\}, [B] = [\partial N_i / \partial x \quad \partial N_i / \partial y \quad \partial N_i / \partial z]^T$$

Ce qui permet d'obtenir la relation suivante pour chaque élément (Cook et al, 2002) :

$$\Pi_e = \frac{1}{2} \{T_e\}^T ([k] + [h]) \{T_e\} + \{T_e\}^T ([c] \{T_e\} - [r_B] - [r_h] - [r_Q]) \quad (1.13)$$

où les matrices élémentaires sont les suivantes :

$$\begin{aligned} [k] &= \int_V [B]^T [\kappa] [B] dV \\ [h] &= \int_S [N]^T [N] h_{global} dS \\ [c] &= \int_V [N]^T [N] c_p \rho dV \\ [r_B] &= \int_S [N]^T f_B dS \\ [r_h] &= \int_S [N]^T h_{global} T_{fluide} dS \\ [r_Q] &= \int_V [N]^T Q dV \end{aligned} \quad (1.14)$$

La condition qui rend la fonctionnelle Π stationnaire pour l'ensemble de la structure est $\{\partial \Pi / \partial T\} = 0$, ce qui mène au système matriciel global suivant, obtenu en

assemblant les matrices élémentaires (les matrices assemblées sont notées par des majuscules) :

$$[C]\{\dot{T}_e\} + [K_T]\{T_e\} = \{R_T\} \quad (1.15)$$

où :

$$\begin{aligned} [K_T] &= [K] + [H] \\ \{R_T\} &= \{R_B\} + \{R_H\} + \{R_Q\} \end{aligned} \quad (1.16)$$

La méthode par éléments finis peut tenir compte de la radiation si les matrices de convection $[h]$ et $[r_h]$ de l'équation 1.14 sont utilisées, mais avec un coefficient de convection h_{global} incluant la radiation (Lanteigne et al, 2002).

Dans le cadre de ces travaux, la simulation est réalisée en utilisant un coefficient de convection combiné, selon l'équation (Lanteigne et al, 2002) :

$$h_{\text{global}} = h_{\text{conv}} + h_{\text{rad}} = h_{\text{conv}} + \sigma e \frac{(T_e^4 - T_{\text{fluide}}^4)}{(T_e - T_{\text{fluide}})} \quad (1.17)$$

où σ est la constante de Stefan-Boltzmann, soit $5,67 \times 10^{-8} \text{ W/m}^2\text{K}^4$.

Le terme h_{rad} induit une non-linéarité dans le système matriciel qui doit être résolue.

Résolution du problème de transfert de chaleur en régime transitoire

Lorsque le problème à résoudre présente des non-linéarités provenant de la dépendance des propriétés thermiques à la température ou lorsque des gradients de température prononcés doivent être modélisés, la résolution par intégration directe est favorisée (Cook et al, 2002). Deux états de température, $\{T\}_n$ et $\{T\}_{n+1}$, séparés par un

incrément de temps Δt , sont alors considérés. L'intégration dans le temps peut être obtenue en utilisant l'équation suivante :

$$\{T\}_{n+1} = \{T\}_n + \Delta t \left\{ (1 - \beta) \dot{T}_n + \beta \dot{T}_{n+1} \right\} \quad (1.18)$$

où β est un paramètre dont la valeur dépend de la méthode de résolution adoptée pour réaliser l'intégration directe.

En combinant l'équation 1.18 avec l'équation du système global 1.15, on obtient :

$$\begin{aligned} (1 - \beta) \left([C] \dot{T}_n + [K_T] \{T\}_n \right) &= (1 - \beta) \{R_T\}_n \\ \beta \left([C] \dot{T}_{n+1} + [K_T] \{T\}_{n+1} \right) &= \beta \{R_T\}_{n+1} \end{aligned} \quad (1.19)$$

Si les valeurs de $[K_T]$ et $[C]$ ne varient pas entre deux temps de calcul, il est possible de combiner les équations 1.18 et 1.19 afin d'éliminer les dérivées temporelles de la température (Cook et al, 2002). L'expression suivante est obtenue :

$$\left(\frac{1}{\Delta t} [C] + \beta [K_T] \right) \{T\}_{n+1} = \left(\frac{1}{\Delta t} [C] - (1 - \beta) [K_T] \right) \{T\}_n + (1 - \beta) \{R_T\}_n + \beta \{R_T\}_{n+1} \quad (1.20)$$

Cependant, en négligeant les variations de $[K_T]$ et $[C]$ entre deux états de température, une erreur numérique est générée. Cette erreur diminue si l'incrément de temps Δt est réduit.

Afin de simplifier les calculs, la composante non-linéaire associée à la radiation dans le terme R_T de l'équation 1.20 est évaluée, à l'étape de calcul (n+1), en utilisant la valeur de T obtenue au temps précédent (n).

Plusieurs méthodes peuvent être appliquées afin de résoudre le système par intégration directe, comme le montre le Tableau 1.3. Pour chacune de ces méthodes, la valeur du paramètre β de l'équation 1.20 et le degré de stabilité de la méthode sont indiqués.

**Tableau 1.3 : Différentes méthodes de résolution par intégration directe
(Cook et al, 2002)**

Méthode	Paramètre β	Stabilité
Euler	0	Conditionnellement stable
Crank-Nicolson	$\frac{1}{2}$	Inconditionnellement stable
Galerkin	$\frac{2}{3}$	Inconditionnellement stable
Différence Arrière	1	Inconditionnellement stable (problèmes non-linéaires)

Dans le cadre de cette étude, c'est la méthode de Crank-Nicolson qui est préconisée. Entre les différentes méthodes inconditionnellement stables pour un problème linéaire, celle de Crank-Nicolson est la plus largement utilisée. Elle est aussi précise jusqu'au deuxième ordre. Pour $\beta \neq \frac{1}{2}$, seulement la précision du premier ordre peut être garantie (Cook et al, 2002).

Lorsque le nombre d'incrément de temps est grand, les différentes méthodes ont d'ailleurs un comportement similaire. Le choix de la méthode n'est important que lorsque la convergence s'avère difficile.

1.2 Contraintes et déformations résiduelles induites par le soudage

Cette section traite du comportement élasto-plastique du matériau lors du soudage. Une attention particulière est portée sur l'origine des contraintes résiduelles. Ensuite, les contraintes résiduelles et les déformations angulaires induites par le soudage sont examinées.

1.2.1 Origine des contraintes résiduelles

Les contraintes issues du soudage sont induites par le gradient thermique élevé introduit lors du passage de l'arc (Zinn et Scholtes, 2002 et Pilipenko, 2001) ou par un changement de phase du matériau du joint soudé ou de la zone affectée thermiquement (ZAT) (Zinn et Scholtes, 2002); elles peuvent être temporaires ou résiduelles.

Les contraintes temporaires existent seulement à un moment spécifique du chauffage et du refroidissement alors que les contraintes résiduelles sont celles qui sont présentes une fois que le processus entier du soudage est complété et que la structure est refroidie à la température ambiante. Pour que ces dernières soient présentes, il est nécessaire qu'une partie de la pièce plastifie pendant le soudage. En effet, si toute la structure était contrainte de manière élastique pendant le chauffage, le corps reviendrait à son état initial sans contraintes après refroidissement (Lanteigne et al, 2004).

Directionnellement, les contraintes issues du soudage d'une plaque se subdivisent en contraintes longitudinales (parallèles à la direction de la soudure), transversales (perpendiculaires à la direction de la soudure) et normales (perpendiculaires à la surface supérieure de la plaque).

La formation des contraintes résiduelles associées au gradient thermique lors du soudage est documentée par de nombreux auteurs (Zinn et Scholtes, 2002 ; Pilipenko, 2001). La Figure 1.5 représente schématiquement l'évolution des contraintes

longitudinales (diagramme σ - ϵ) pendant le soudage, pour différents emplacements dans la région du joint soudé. Au passage de l'arc (*heat source*), il se produit localement un chauffage non-uniforme du métal. Dans la région chaude, le métal se dilate, mais cette expansion est restreinte par le métal situé dans les régions avoisinantes, qui sont plus froides. Cette restriction entraîne une compression du métal encore solide autour du bain de fusion, et par réaction une compression de la zone près de l'arc (régions autour des points 1 et 2). De plus, les propriétés mécaniques du métal situé dans le bain de fusion et la ZAT diminuent au fur et à mesure que la température du bain s'approche du point de fusion du matériau. Cette partie du matériau se déforme alors plastiquement sous l'effet de la compression, sans pouvoir emmagasiner davantage d'énergie élastique (point 2).

Les points 1, 2 et 3 à la Figure 1.5 sont équidistants du cordon de soudure. Ils représentent donc trois états consécutifs de contrainte au même point. Ces trois états sont caractérisés respectivement par une compression élastique (point 1), suivie d'une déformation plastique lorsque la limite d'élasticité σ_Y est atteinte (point 2), puis d'un retour élastique qui peut être assez important pour engendrer des contraintes résiduelles longitudinales de tension (point 3).

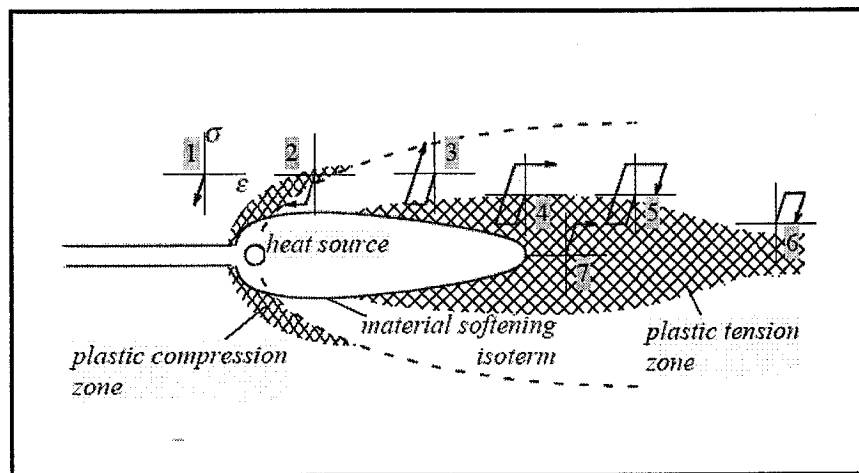


Figure 1.5 : Représentation schématique de l'évolution des contraintes longitudinales pendant le soudage pour différents emplacements du joint soudé (Pilipenko, 2001)

Au cours du refroidissement, le métal qui s'était dilaté lors du passage de l'arc se contracte, tout en étant retenu par les zones plus froides autour de la soudure. Le refroidissement du métal entraîne une restauration de ses propriétés mécaniques et la contraction est accompagnée d'une importante déformation élastique (point 3). La zone de fusion et la ZAT, toutes deux ayant subi antérieurement un effondrement de leurs propriétés mécaniques, sont alors le siège d'importantes contraintes résiduelles de tension (point 7).

Les points 6 et 7 sont situés dans les zones du métal d'apport ou de la ZAT. En ces deux endroits, puisque le matériau était auparavant fondu (métal d'apport) ou recuit (ZAT), l'historique de déformation débute au refroidissement; il est caractérisé par des contraintes de tension atteignant la limite d'élasticité du matériau σ_Y . Dans les régions les plus éloignées du joint soudé, des contraintes résiduelles longitudinales de compression sont présentes. (Pilipenko, 2001).

Contrairement au cas des contraintes résiduelles longitudinales, aucune théorie générale ne semble faire consensus pour expliquer la présence des contraintes résiduelles transversales. Cette situation est principalement due au fait que leur distribution dépend fortement de la vitesse d'avance de l'arc, de la longueur du cordon de soudure et du gradient thermique transversal (Tekriwal et Mazumder, 1991). Les restrictions géométriques de l'assemblage mécano-soudé peuvent fortement affecter la plastification du matériau et engendrer de grandes variations des déformations et des contraintes résiduelles, et à un plus grand degré, pour les contraintes résiduelles transversales (Brown et Song, 1992 et Davoud et Deng, 2004).

De plus, l'évolution des contraintes pendant le soudage peut être fortement conditionnée par les changements de phase à l'état solide, comme la transformation de l'austénite en martensite, car ils entraînent localement d'importants changements de volume. La formation de nouvelles phases métallurgiques pendant le soudage est un

phénomène fondamental pour l'introduction des contraintes résiduelles dans les assemblages mécano-soudés (Zinn et Scholtes, 2002).

Peu importe le procédé de soudage étudié, il est important de considérer que toute zone de contraintes résiduelles en tension est automatiquement balancée par une zone de contraintes résiduelles en compression, car les efforts résiduels se doivent d'être auto-équilibrés dans les limites de la structure (Pilipenko, 2001).

1.2.2 Déformations angulaires résiduelles

Le procédé du soudage introduit différents types de déformations résiduelles, notamment le flambage longitudinal, la flexion longitudinale, la distorsion angulaire, le retrait longitudinal et le retrait transversal. La Figure 1.6. présente les trois principaux types de déformations résiduelles.

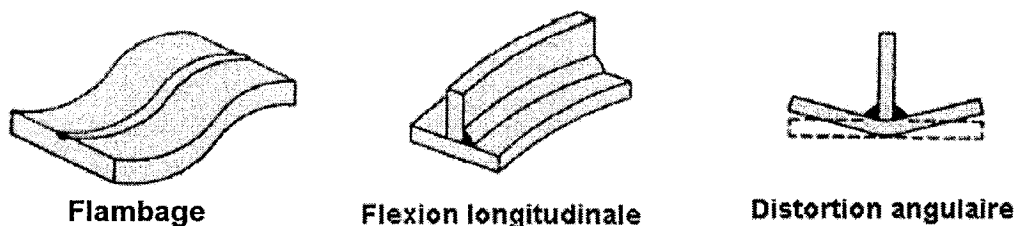


Figure 1.6 : Principaux types de déformations résiduelles induites par le soudage (Casalino et al, 2002)

Lorsque le joint soudé est réalisé avec pénétration partielle, la présence du métal froid sous la soudure donne une rigidité additionnelle à la structure, réduisant fortement la déformation longitudinale et transversale. (Pilipenko, 2001). La déformation angulaire devient alors le mode principal de déformation de l'assemblage mécano-soudé. Ce phénomène est illustré à la Figure 1.7, qui montre l'évolution de la déformation angulaire β lors du soudage. La déformation angulaire résulte de l'expansion plus forte de la région chaude par rapport au reste de la structure, ce qui pousse les extrémités

latérales de la plaque vers le bas (temps 1). L'expansion de la région chaude est cependant restreinte par le reste de la plaque, ce qui engendre une déformation plastique de la zone chaude (temps 2). En raison de cette plastification, le refroidissement ramène les extrémités latérales de la plaque à une position différente de leur position initiale (temps 3) (Pilipenko, 2001).

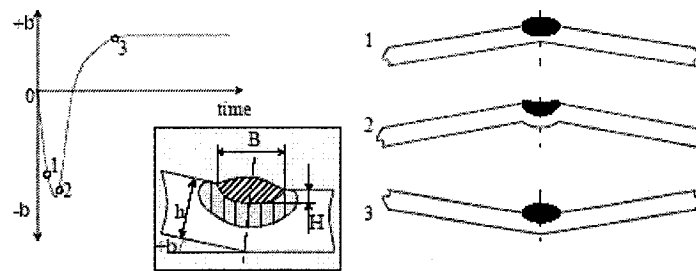


Figure 1.7 : Déformation angulaire induite par le soudage en fonction du temps (Pilipenko, 2001)

Par contre, la déformation angulaire peut varier grandement d'un joint soudé à un autre. À titre indicatif, les travaux de Radaj (1992) ont démontré que pour un acier bas carbone, la déformation angulaire dépend principalement de la puissance de l'arc par unité de longueur et de la vitesse de soudage. Comme le montre la Figure 1.8, ces résultats permettront d'anticiper la déformation angulaire des essais de soudage qui seront effectués.

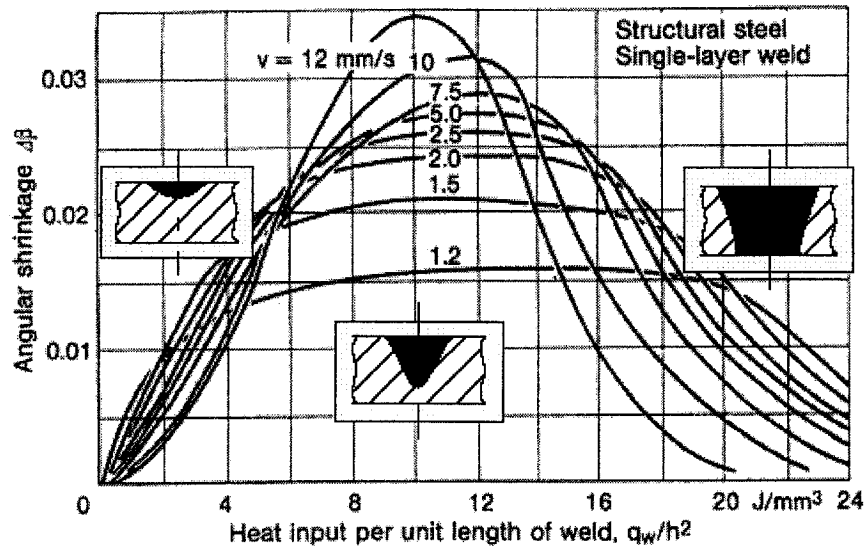


Figure 1.8 : Déformation angulaire pour un acier à bas carbone en fonction de la puissance de l'arc par unité de longueur du joint soudé et de la vitesse d'avance de l'arc (Radaj, 1992)

L'épaisseur et la largeur de la plaque étudiée dans le cadre des travaux de ce mémoire sont importantes, ce qui résulte en une puissance d'arc normalisée par unité de longueur très faible (approximativement 1 J/mm³). Par conséquent, le soudage d'une telle structure sera caractérisé par une déformation angulaire faible, mais des contraintes résiduelles élevées.

1.2.3 Distribution de la contrainte résiduelle longitudinale

Pour un joint soudé bout-à-bout, la distribution typique de la contrainte résiduelle longitudinale correspond aux profils présentés à la Figure 1.9 (Pilipenko, 2001). Pour un acier doux ou austénitique (figure a), la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale le long de la direction transversale x est caractérisée par une valeur élevée en tension dans le joint soudé. Cette zone de tension est équilibrée par des contraintes en compression de plus faible intensité, de chaque côté du joint soudé. La valeur maximale

de la contrainte longitudinale en tension est en général aussi élevée que la limite d'élasticité du métal d'apport (Bradley et James, 2000 et Pilipenko, 2001).

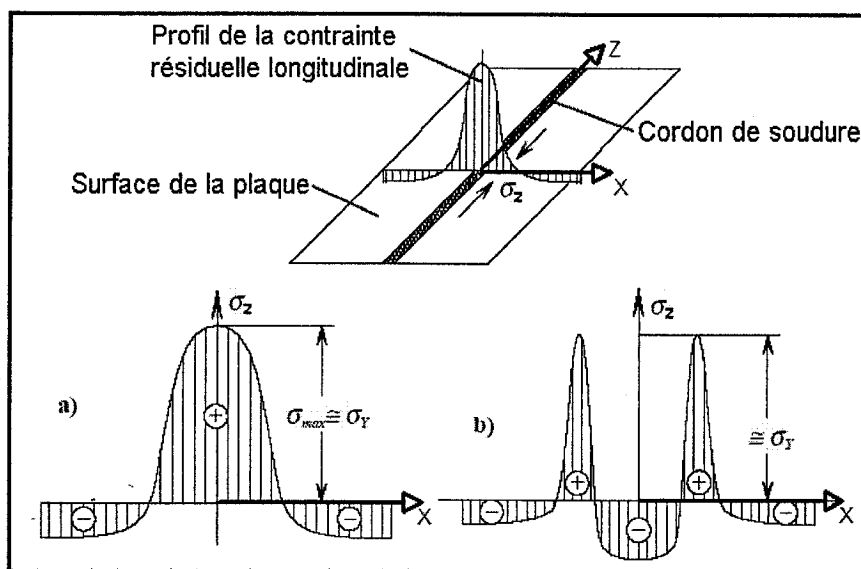


Figure 1.9 : Distribution des contraintes résiduelles longitudinales dans un joint soudé bout-à-bout, en : (a) acier doux ou austénitique; (b) acier fortement allié avec un métal d'apport martensitique (adapté de Pilipenko, 2001)

Par contre, la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale est fortement influencée par les transformations de phase à l'état solide. Si le taux de refroidissement est assez grand pour entraîner la formation de martensite, le matériau, plutôt que de se contracter, subit une expansion. Dans ce cas, la contrainte résiduelle au centre du joint soudé devient en compression plutôt qu'en tension (figure b).

La distribution de la contrainte résiduelle longitudinale n'est pas forcément constante le long de l'axe longitudinal z (Degarmo et al, 1946). La Figure 1.10 illustre l'influence de la longueur d'un joint soudé bout-à-bout sur la distribution de la

contrainte résiduelle longitudinale le long de ce joint soudé (figure a) et sur sa valeur maximale (figure b).

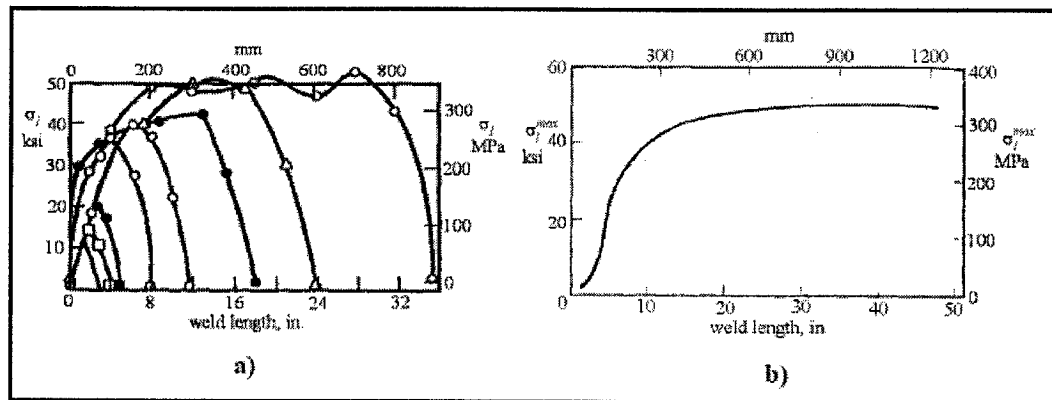


Figure 1.10 : Influence de la longueur du joint soudé bout-à-bout sur (a) la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale le long du joint soudé (b) la valeur maximale de la contrainte résiduelle longitudinale (Degarmo et al, 1946)

Pour un joint soudé très long (plus de 800 mm), la contrainte longitudinale maximale est constante et égale à la limite d'élasticité σ_Y sur presque toute la longueur du joint soudé. Dans le cas d'un joint soudé court, la distribution de la contrainte longitudinale le long du cordon de soudure varie en fonction de la longueur du joint soudé (figure a). De même, pour un joint soudé court, la valeur maximale de la contrainte longitudinale varie également en fonction de la longueur du joint soudé (figure b). On peut considérer que les contraintes résiduelles longitudinales deviennent uniformes dans la région centrale (selon l'axe longitudinal) pour les soudures plus longues que 450 mm (Degarmo et al, 1946). Cette évaluation est approximative et dépend de la rigidité de la structure, du procédé de soudage et du matériau utilisé.

À cet effet, les travaux de modélisation du procédé du soudage de Davoud et Deng (2004) permettent de mieux évaluer l'évolution des contraintes résiduelles longitudinales dans les plaques courtes. Le procédé modélisé est le soudage bout-à-bout de deux plaques de 110 mm de long en acier AISI 1524 ayant une limite d'élasticité σ_Y de 500

MPa. L'étude a été réalisée à l'aide de modèles d'éléments finis, principalement en 3 D, mais également en 2D. La Figure 1.11 illustre la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale le long du joint soudé, pour différentes positions dans la direction transversale x au joint soudé.

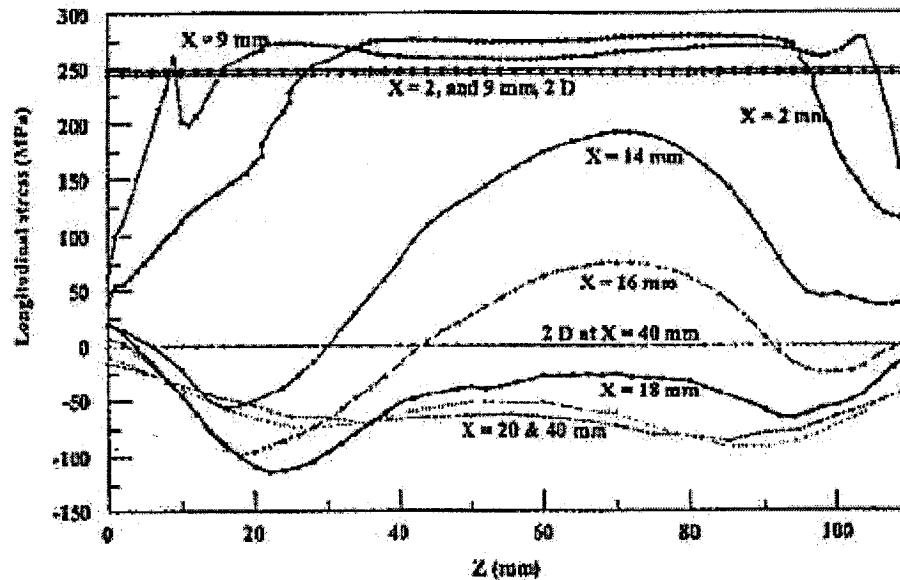


Figure 1.11 : Distribution de la contrainte résiduelle longitudinale le long d'un joint soudé bout-à-bout, pour différentes positions x selon l'axe transversal (Davoud et Deng, 2004)

L'ensemble de ces résultats montre que la contrainte longitudinale varie le long du joint soudé; ils sont cohérents avec les travaux de Degarmo (1946). Au centre du joint soudé, soit à $x = 2$ mm, la contrainte longitudinale maximale est constante sur une portion importante le long du joint soudé, mais la valeur maximale est inférieure à la limite d'élasticité du matériau. Ainsi, les travaux de Degarmo (1946) et Davoud et Deng (2004) tendent tous deux à démontrer que la distribution et la valeur maximale de la contrainte résiduelle longitudinale sont constantes le long du joint soudé seulement pour les plaques longues.

Dans leurs travaux, Davoud et Deng (2004) ont également évalué l'influence du modèle d'éléments finis sur la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale selon la direction transversale x . Les résultats obtenus à partir d'un modèle 3D pour deux positions longitudinales différentes ($z = 55$ mm et $z = 85$ mm) et d'un modèle 2D en déformations planes sont illustrés à la Figure 1.12.

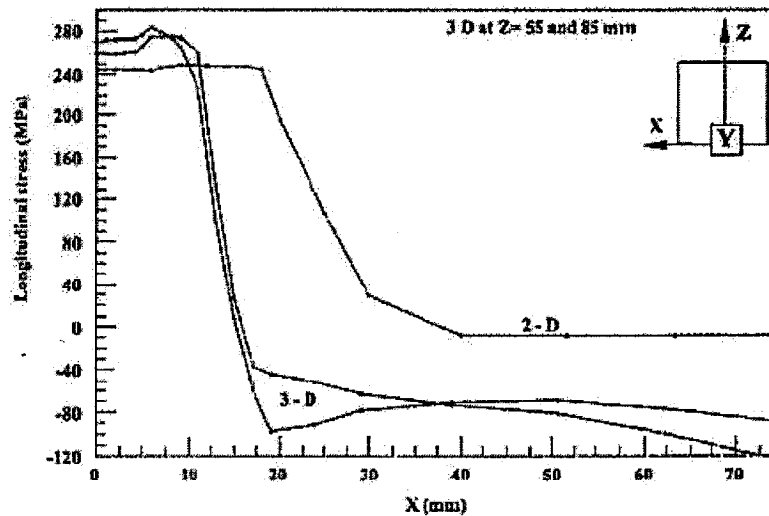


Figure 1.12 : Distributions de la contrainte résiduelle longitudinale selon la direction transversale x d'un joint soudé bout-à-bout, obtenues à l'aide de modèles 2D et 3D (Davoud et Deng, 2004)

Ces résultats montrent que l'hypothèse d'un état plan de déformations n'est appropriée que pour les plaques longues selon la direction longitudinale z , loin du début et de la fin du joint soudé (Davoud et Deng, 2004). Pour une plaque longue de seulement 110 mm, un modèle 2D n'est pas suffisant pour bien simuler le comportement élasto-plastique du joint soudé. Cependant, un modèle 2D est beaucoup moins coûteux en temps de calcul et pourrait servir comme première approximation pour le calcul des contraintes résiduelles dans les plaques longues.

Enfin, les travaux de modélisation du procédé du soudage de Pilipenko (2001) sont complémentaires à ceux de Davoud et Deng (2004). Le procédé modélisé est le soudage multi-passes de deux longues plaques de 500 mm en acier ASTM A131 ayant une limite d'élasticité σ_Y de 425 MPa. La distribution spatiale de la contrainte résiduelle longitudinale sur la face supérieure de la plaque (selon l'axe longitudinal z et transversal x), est présentée à la Figure 1.13.

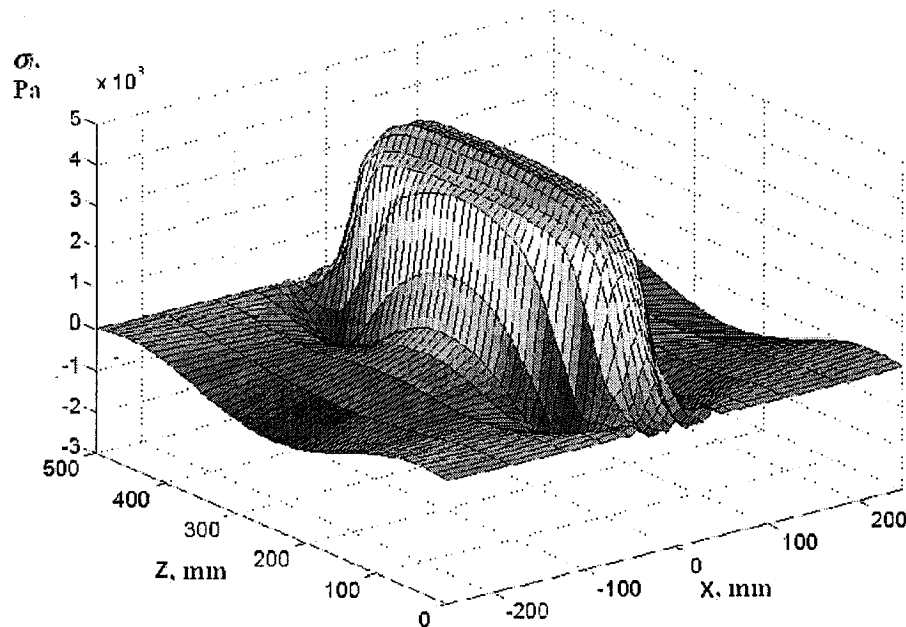


Figure 1.13 : Distribution spatiale de la contrainte résiduelle longitudinale sur la surface supérieure d'un assemblage de plaques soudées bout-à-bout (Pilipenko, 2001)

Ces résultats confirment que pour une plaque longue, la contrainte résiduelle longitudinale est constante dans la section centrale du joint soudé. De plus, la valeur maximale atteinte est égale à la limite d'élasticité, soit 425 MPa.

1.2.4 Distribution de la contrainte résiduelle transversale

Bradley et James (2000) considèrent que le champ de contraintes résiduelles transversales dans un joint soudé bout-à-bout est plus complexe que le champ longitudinal. Masubuchi (1980) rapporte que le premier est généralement d'amplitude plus faible, en tension dans la portion centrale le long du joint soudé et en compression aux extrémités, tel que représenté typiquement par la courbe 1 de la Figure 1.14.

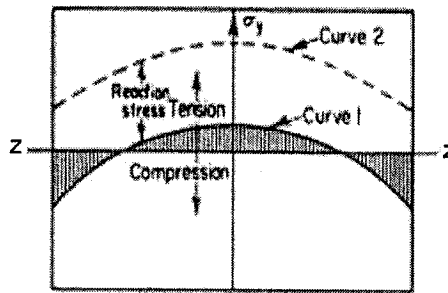


Figure 1.14 : Distribution typique des contraintes résiduelles transversales pour un joint soudé bout-à-bout selon Masubuchi (1980)

La contrainte résiduelle transversale maximale atteint la limite d'élasticité σ_Y lorsque le gradient de température dans la direction transversale est suffisant pour induire des contraintes thermiques qui excèdent la limite d'élasticité lors du soudage (Bradley et James, 2000).

Si la contraction transversale de l'assemblage est restreinte pendant le soudage, une contrainte de tension approximativement uniforme se superpose à la contrainte résiduelle transversale, ayant pour résultat une distribution similaire à celle présentée par la courbe 2 de la Figure 1.14. En fait, le phénomène est d'autant plus complexe que la distribution de la contrainte résiduelle transversale ne dépend pas seulement de la restriction géométrique, mais aussi des paramètres de soudage et de la longueur du joint soudé, tel qu'illustré à la Figure 1.15.

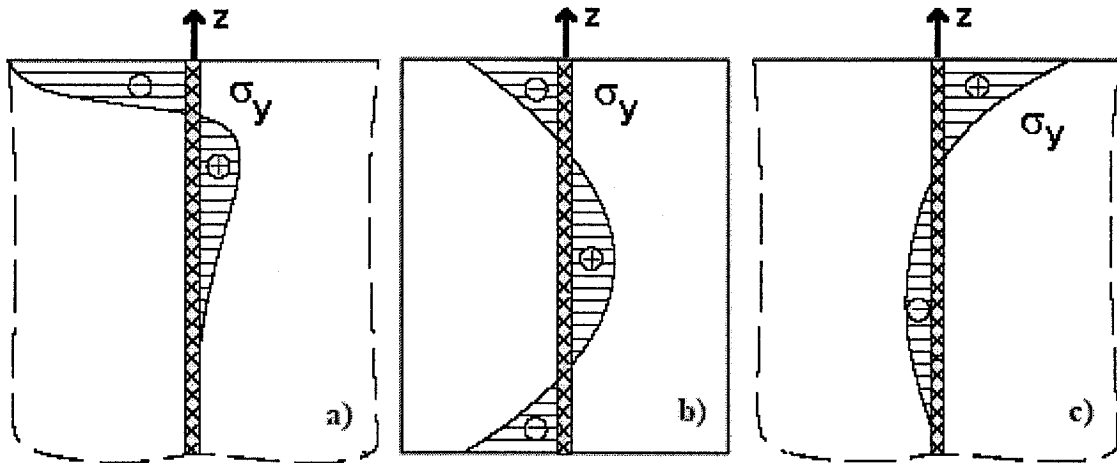


Figure 1.15 : Distribution de la contrainte résiduelle transversale selon la direction longitudinale (z) pour différents paramètres de soudage (a) dépôt rapide du métal d'apport sur une plaque longue; (b) dépôt rapide du métal d'apport sur une plaque courte; (c) dépôt lent du métal d'apport sur une plaque longue. (Adapté de Radaj, 1992)

La distribution de la contrainte résiduelle transversale est fortement influencée par la vitesse d'avance de l'arc, principalement parce que les gradients thermiques en dépendent. Pour les différentes longueurs de plaque et les vitesses de dépôt du métal d'apport considérées, la contrainte résiduelle transversale est importante près des extrémités du joint soudé et elle peut atteindre la limite élastique du matériau (Radaj, 1992). Cette approximation est encore une fois confirmée par les travaux de Pilipenko (2001), comme le montre la Figure 1.16.

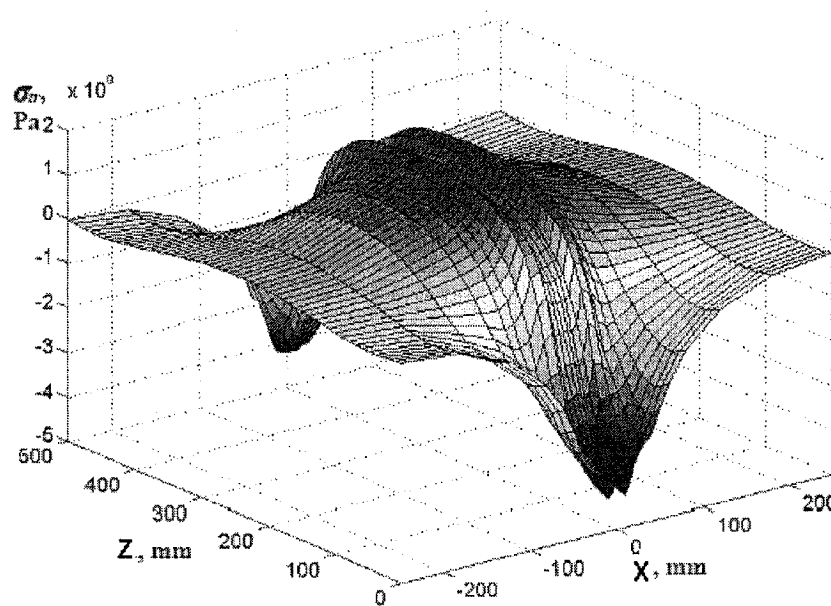


Figure 1.16 : Distribution spatiale de la contrainte résiduelle transversale sur la face supérieure d'un assemblage de plaques soudées bout-à-bout (Pilipenko, 2001)

Pour une plaque d'une longueur de 500 mm en acier ASTM A131 (z et x étant les directions longitudinale et transversale, respectivement) avec une limite d'élasticité σ_y de 425 MPa, les résultats de la simulation du soudage illustrent bien que la contrainte transversale est en tension dans la portion centrale du joint soudé ($x = 0$), mais reste de faible intensité (environ 100 MPa). Par contre, aux extrémités de la plaque ($z = 0$ et 500 mm), cette contrainte devient en compression et atteint la limite d'élasticité du matériau.

Bien que les différentes théories et résultats décrits jusqu'à présent semblent cohérents, certains travaux dans la littérature présentent des résultats qui diffèrent des théories généralement acceptées. C'est le cas des travaux de modélisation par éléments finis du procédé du soudage de Tekriwal et Mazumder (1991). Les paramètres de leur modèle du soudage sont présentés à la Figure 1.17.

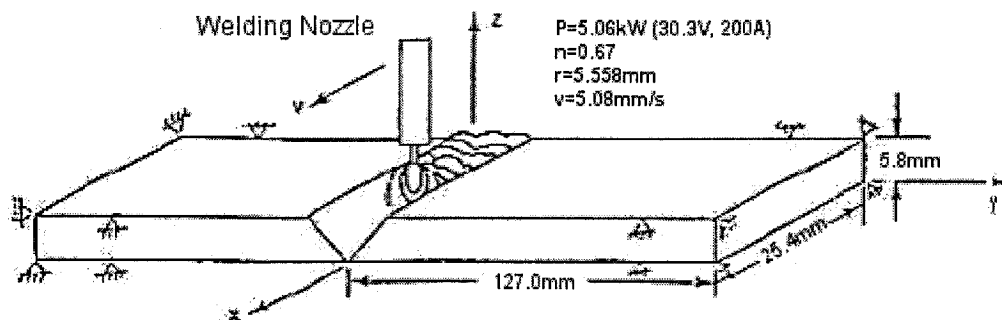


Figure 1.17 : Paramètres de modélisation du soudage (Tekriwal et Mazumder, 1991)

Selon ces auteurs, la contrainte résiduelle transversale atteint la limite d'élasticité du matériau dans la majeure partie du joint soudé et la contrainte résiduelle longitudinale est en compression dans le joint soudé et en tension dans la ZAT. Cette dernière reste largement inférieure à la contrainte transversale.

Les auteurs expliquent leurs résultats en considérant que les gradients thermiques qui se produisent dans le procédé GMAW sont plus importants dans la direction transversale que dans la direction longitudinale, en raison de l'addition du métal fondu. Cependant, selon les différentes théories et modèles décrits précédemment, je perçois que la prédominance de la contrainte transversale pourrait être causée par les restrictions de déplacement imposées au modèle.

1.3 Modélisation élasto-plastique par la méthode des éléments finis

Dans cette section, la formulation du problème d'analyse des contraintes résiduelles par la méthode des éléments finis est présentée. Différentes approches itératives pour prendre en compte le comportement non-linéaire du matériau lors du procédé du soudage sont introduites et les critères de plasticité sont examinés.

1.3.1 Formulation du problème de mécanique du solide en éléments finis

Une formulation qui permet de solutionner un problème en mécanique du solide statique (champs de contraintes et de déformations) est obtenue selon la méthode des résidus pondérés de Galerkin. Cette formulation mène à l'expression d'une fonctionnelle Π (Cook et al, 2002) :

$$\begin{aligned} \Pi = & \int \left(\frac{1}{2} \{\varepsilon\}^T [D] \{\varepsilon\} - \{\varepsilon\}^T [D] \{\varepsilon_0\} + \{\varepsilon\}^T \{\sigma_0\} \right) dV \\ & - \int \{u\}^T \{F\} dV - \int \{u\}^T \{\varphi\} dS - \{u\}^T \{P\} \end{aligned} \quad (1.21)$$

Ici, Π représente l'énergie potentielle de la structure à étudier. Trois types de conditions aux frontières sont décrites : les forces volumiques F , les forces surfaciques φ et les forces ponctuelles P . De plus, la structure est caractérisée par un état initial de contraintes σ_0 et de déformations ε_0 . D est la matrice d'élasticité du matériau (elle sera détaillée ultérieurement).

Afin d'adapter cette équation à la méthode par éléments finis, les fonctions d'interpolation $[N]$ sont utilisées pour exprimer le champ de déplacement de chaque élément $u(x, y, z, t)$, à partir des déplacements nodaux de cet élément, $\{u_e\}$. Pour un élément particulier :

$$\{u\} = [N] \{u_e\} \quad (1.22)$$

La relation entre les déplacements nodaux et les déformations $\{\varepsilon\}$ prend la forme :

$$\{\varepsilon\} = [B]\{u_e\} \quad (1.23)$$

Pour un problème tridimensionnel :

$$\{\varepsilon\} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_y & \varepsilon_z & \gamma_{xy} & \gamma_{yz} & \gamma_{zx} \end{bmatrix}^T \quad (1.24)$$

Et la matrice B est la suivante :

$$[B] = \begin{bmatrix} \partial/\partial x & 0 & 0 \\ 0 & \partial/\partial y & 0 \\ 0 & 0 & \partial/\partial z \\ \partial/\partial y & \partial/\partial x & 0 \\ 0 & \partial/\partial z & \partial/\partial y \\ \partial/\partial z & 0 & \partial/\partial x \end{bmatrix} [N] \quad (1.25)$$

L'équation qui rend la fonctionnelle Π de la structure stationnaire est $\{\partial\Pi/\partial u\} = 0$, ce qui mène au système matriciel global suivant :

$$[K_D]\{U_e\} = \{R\} \quad (1.26)$$

Dans cette équation, U_e représente le vecteur des déplacements nodaux de toute la structure, K_D est la matrice de rigidité globale de la structure et R est le vecteur des conditions aux frontières de la structure entière.

La matrice de rigidité globale de la structure $[K_D]_i$ est évaluée à chaque incrément de force i en fonction de la matrice d'élasticité du matériau, $[D]_i$, selon l'équation :

$$[K_D]_i = \int [B]^T [D]_i [B] dV \quad (1.27)$$

Puisque le procédé du soudage est non-linéaire, l'équation (1.26) doit être formulée de façon incrémentale. Les déplacements au pas de calcul $i+1$ sont déterminés en utilisant la matrice de rigidité et les conditions aux frontières de l'étape de calcul i ,

car la matrice d'élasticité D varie à chaque incrément de force. La définition de la matrice d'élasticité D pour un problème élasto-plastique est présentée à la section 1.3.4.

$$[K]_i \{\Delta U_e\}_{(i+1)} = \{\Delta R\}_i \quad (1.28)$$

De manière générale, le vecteur des conditions aux frontières, à l'incrément i , $\{\Delta R\}_i$, est défini par l'équation suivante :

$$\begin{aligned} \{\Delta R\}_i = & \int_V [B]_i^T [D] \{\Delta \varepsilon_0\}_i dV - \int_V [B]_i^T \{\Delta \sigma_0\}_i dV \\ & + \int_V [N]_i^T \{\Delta F\}_i dV + \int_S [N]_i^T \{\Delta \varphi\}_i dS + \{\Delta P\}_i \end{aligned} \quad (1.29)$$

Dans le cas spécifique du soudage, la contrainte initiale σ_0 est nulle. Les forces résultent de l'expansion thermique du matériau seulement. Elles dépendent de la variation de température et du coefficient de dilatation thermique α du matériau isotrope. Le terme associé à la déformation thermique prend la forme :

$$\{\Delta \varepsilon_0\}_i = \begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{Bmatrix} \cdot \alpha \Delta T_e \quad (1.30)$$

Pour le soudage, les autres termes de l'équation 1.29 sont nuls.

Bien que le soudage soit un procédé transitoire, l'approche préconisée est de le discrétiser en une série de pas de temps pouvant tous être considérés comme étant quasi-statique. Ainsi, à chaque pas de temps, un champ de température est utilisé comme incrément de force à appliquer sur la structure.

Dans la majorité des cas étudiés en ingénierie, l'hypothèse des petits déplacements prévaut dans les calculs et l'élasticité linéaire est employée. Dans le cas du soudage, la

plastification du matériau est à l'origine des contraintes résiduelles et la méthode de calcul de ces contraintes doit permettre de considérer la non-linéarité associée aux propriétés du matériau qui dépendent de l'historique de chargement, de la température et de l'état de contraintes actuel.

1.3.2 Méthodes itératives pour modéliser le comportement non-linéaire du matériau

Une première approche permettant de considérer la non-linéarité du comportement du matériau est «l'élasticité incrémentale», selon laquelle la relation contrainte-déformation à chaque incrément de charge est ajustée pour tenir compte de la déformation plastique. De petits incréments de chargement sont imposés et le matériau est considéré comme étant quasi-élastique, avec une matrice de rigidité élasto-plastique réévaluée à chaque incrément. Cette approche permet de traiter avec succès la plasticité idéale ou la consolidation d'un matériau (Zienkiewicz et al, 1969).

La méthode de «l'élasticité incrémentale» est très coûteuse du point de vue temps de calcul, car elle requiert de nombreux incréments de chargement afin de bien modéliser le comportement du matériau et elle nécessite l'évaluation d'une nouvelle matrice de rigidité à chaque étape de calcul (Zienkiewicz et al, 1969). Ce désavantage peut être surmonté en utilisant l'approche itérative décrite ci-après, soit la méthode de « contrainte initiale » de Zienkiewicz (1969). Dans cette approche, le problème non-linéaire est résolu en le discrétisant comme une série d'approximations.

Méthode de contrainte initiale de Zienkiewicz

Selon la méthode de « contrainte initiale » de Zienkiewicz (1969), illustrée à la Figure 1.18, un incrément de force est imposé à partir d'un état initial $(\sigma_0, \varepsilon_0)$ et la matrice élastique initiale D_{el} , qui définit la relation $\{\sigma\}$ - $\{\varepsilon\}$ dans le domaine élastique, est utilisée afin de déterminer un incrément de déformation $\{\Delta\varepsilon\}'$ en tout point de la structure et ensuite, l'incrément de contrainte correspondant, $\{\Delta\sigma\}'$. Cependant, à cause de la non-linéarité du comportement du matériau, l'incrément de déformation calculé ne reflète pas le comportement réel du matériau.

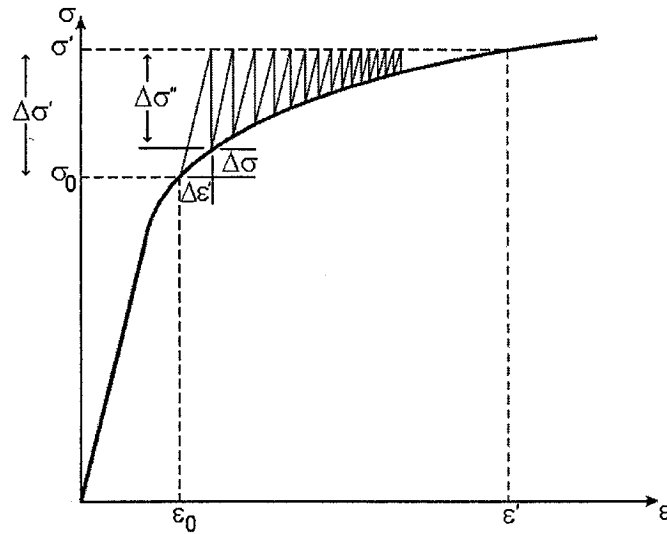


Figure 1.18 : Illustration de la méthode de « contrainte initiale » de Zienkiewicz

Soit $\{\Delta\sigma\}$, le véritable incrément de contrainte correspondant à l'incrément de déformation donnée, $\{\Delta\varepsilon\}'$. Une relation entre $\{\Delta\sigma\}$ et $\{\Delta\varepsilon\}'$ est obtenue en déterminant la matrice élasto-plastique D_{ep} du matériau.

La résolution du problème est obtenue si et seulement si un système de contraintes $\{\Delta\sigma\}''$ est imposé pour rétablir l'équilibre.

$$\{\Delta\sigma\}'' = \{\Delta\sigma\}' - \{\Delta\sigma\}. \quad (1.31)$$

où $\{\Delta\sigma\}''$, $\{\Delta\sigma\}'$ et $\{\Delta\sigma\}$ ont la même forme, représentée typiquement par :

$$\{\sigma\} = [\sigma_x \quad \sigma_y \quad \sigma_z \quad \tau_{xy} \quad \tau_{yz} \quad \tau_{zx}]^T \quad (1.32)$$

À la deuxième itération du calcul, ce système de contraintes $\{\Delta\sigma\}''$ est enlevé du champ de contrainte et est imposé à nouveau comme chargement pour permettre à la structure de se déformer davantage. Un nouvel ensemble de déformations et de contraintes est calculé. Si ces valeurs ne coïncident pas avec celles satisfaisant la relation non-linéaire, une nouvelle distribution des contraintes d'équilibre est calculée, jusqu'à ce que le comportement non-linéaire soit fidèlement représenté.

Pour les cas où la déformation plastique est importante, il est nécessaire de considérer une série de petits incréments de force afin de bien reproduire les propriétés du matériau. Par contre, si peu d'incrément de force sont utilisés, la solution finale respectera les conditions d'équilibre, la limite d'élasticité et la distribution des contraintes, sans toutefois nécessairement générer les bons déplacements (Zienkiewicz et al, 1969).

Il vaut la peine de noter que le coût CPU d'une itération par la méthode de « contrainte initiale » est faible, car la résolution du système d'équilibre n'est requise qu'une fois par incrément de force. Néanmoins, lorsque la plasticité devient importante, la convergence de la méthode de « contrainte initiale » peut être très lente et exiger un très grand nombre d'itérations. La méthode de Zienkiewicz est donc avantageuse pour des problèmes non-linéaires avec des concentrations de contraintes et un développement modéré de la zone de déformation plastique (Nikishkov, 2004). Pour le soudage, la

déformation plastique est modérée et l'utilisation de la méthode de Zienkiewicz est appropriée.

1.3.3 Critère de plasticité

Dans le procédé de soudage, la non-linéarité du comportement mécanique étant principalement associée à la plasticité du matériau, il est nécessaire de définir le critère de plasticité utilisé. Le développement théorique qui suit a été originalement développé par Zienkiewicz et al (1969). Lanteigne (2004) a utilisé cette approche pour la simulation 2D du martelage de l'acier au carbone A516 et de l'acier inoxydable austénitique A304L.

L'écoulement du matériau peut se produire en un point seulement si l'état de contrainte $\{\sigma\}$ en ce point satisfait le critère général de plasticité :

$$F(\{\sigma\}, \kappa) = 0 \quad (1.33)$$

où κ est un paramètre de consolidation du matériau; cette propriété sera discutée plus en détails dans les sections qui suivent.

Dans un repère cartésien où les trois axes représentent les contraintes principales ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$), la condition de plasticité peut être visualisée comme une surface dont la configuration dépend de la valeur instantanée du paramètre κ (Zienkiewicz et al, 1969). La surface d'écoulement F est représentée schématiquement à la Figure 1.19 pour un état de contrainte bidimensionnel ($\sigma_3 = 0$).

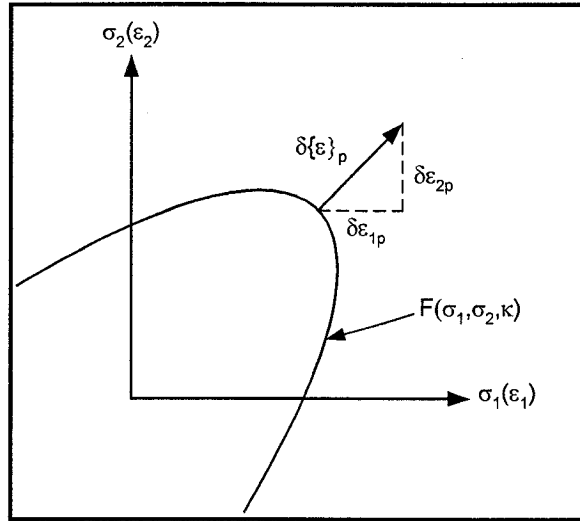


Figure 1.19 : Représentation bidimensionnelle du critère de plasticité dans l'espace des contraintes (σ_1, σ_2) (Zienkiewicz et al, 1969)

Tout point à l'intérieur de la surface F représente un état de contrainte dans le domaine élastique, alors que tout état de contrainte localisé à l'extérieur de F nécessite qu'un travail dans le domaine plastique soit effectué. L'équation de la courbe F est donc un critère de plasticité, puisque celle-ci délimite l'état élastique de l'état plastique (Lanteigne, 2004). Lorsque la surface d'écoulement F est atteinte, la relation contrainte-déformation n'est plus linéaire élastique. Afin de définir le comportement du matériau pour cette condition, il est nécessaire d'établir une règle d'écoulement qui permette de relier la surface F à l'incrément de déformation plastique $\delta\varepsilon_p$. Ce dernier doit être perpendiculaire à la surface F de la Figure 1.19, afin de respecter la relation suivante:

$$\delta\{\varepsilon\}_p = \lambda \frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} \quad (1.34)$$

Dans cette équation, λ est une constante de proportionnalité qui dépend de l'état de contrainte $\{\sigma\}$, de l'incrément de contrainte $\partial\{\sigma\}$ et de l'historique de déformation du matériau.

Pour un matériau qui ne consolide pas, le lieu des points où l'écoulement est atteint se trouve toujours sur la même surface. Par contre, pour un matériau avec consolidation, la taille et la forme de la surface d'écoulement F dépend de l'historique de chargement et du type de consolidation. Deux théories de consolidation sont préconisées pour modéliser la consolidation du matériau au cours du soudage. Ce sont la consolidation isotrope et la consolidation cinématique (Pilipenko, 2001 ; Nikishkov, 2004). L'évolution de la surface d'écoulement pour les deux modèles est présentée à la Figure 1.20.

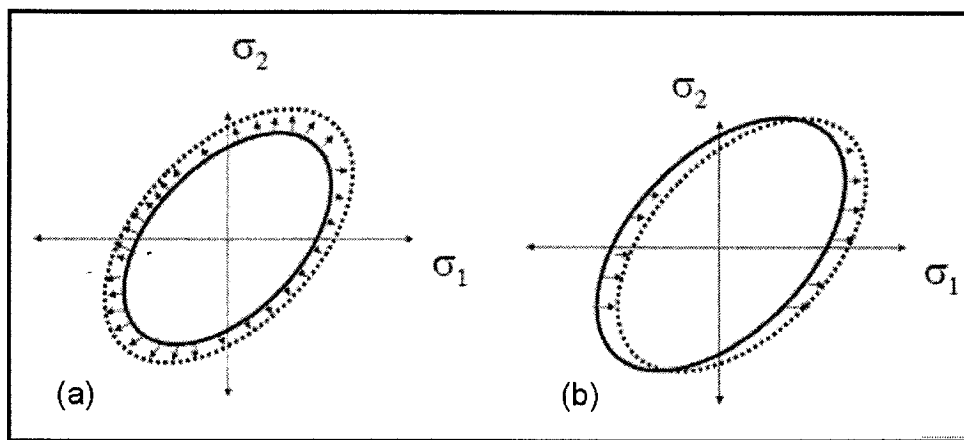


Figure 1.20 : Évolution de la surface de plasticité F pour : (a) la consolidation isotrope (b) la consolidation cinématique (Nikishkov, 2004)

La théorie de consolidation isotrope est fondée sur deux hypothèses : le matériel est isotrope et l'effet de Bauschinger est négligé. Par cette approche, la surface d'écoulement croît dans toutes les directions pendant le chargement, mais ne change pas de forme.

Dans l'approche par consolidation cinématique, on suppose que la surface d'écoulement subit un déplacement dans l'espace des contraintes σ_1 , σ_2 et σ_3 . En réalité, le processus de consolidation d'un matériau implique les deux phénomènes simultanément : isotrope et cinématique (Pilipenko, 2001). Par contre, dans le cadre des travaux de ce mémoire, la consolidation du matériau est considérée comme étant

uniquement isotrope. Plusieurs auteurs, dont Tekriwal et Mazumder (1981), ont utilisé la consolidation cinématique, mais aucun n'a comparé la performance des deux modèles.

Critère de plasticité de Von Mises

Dans les travaux de Zienkiewicz, le critère de plasticité est basé sur la contrainte équivalente de Von Mises. Généralisée en 3D, la contrainte équivalente de Von Mises est décrite par :

$$\sigma_e = \left(\frac{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2}{2} + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) \right)^{1/2} \quad (1.35)$$

Dans le cas du critère de plasticité de Von Mises, il peut être démontré que la consolidation isotrope est décrite par l'équation suivante :

$$F = \sigma_e - \sigma_Y \quad (1.36)$$

Où σ_e est la contrainte équivalente de Von Mises et σ_Y est la limite d'élasticité, fonction du travail plastique effectué antérieurement.

En utilisant ce critère, l'état plastique est plus difficile à atteindre lorsque les contraintes normales sont comparables et de même signe (état de contrainte hydrostatique). Seule la composante déviatorique contribue à la plastification du matériau. L'état plastique est aussi plus difficile à atteindre si un durcissement par travail plastique a préalablement augmenté la limite d'élasticité du matériau (Lanteigne, 2004).

La dérivation des équations 1.35 et 1.36 permet d'obtenir les relations suivantes :

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_x} = \frac{2\sigma_x - \sigma_y - \sigma_z}{2\sigma_e} \quad (1.37)$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_y} = \frac{2\sigma_y - \sigma_z - \sigma_x}{2\sigma_e} \quad (1.38)$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_z} = \frac{2\sigma_z - \sigma_x - \sigma_y}{2\sigma_e} \quad (1.39)$$

$$\frac{\partial F}{\partial \tau_{xy}} = \frac{3\tau_{xy}}{\sigma_e} \quad (1.40)$$

$$\frac{\partial F}{\partial \tau_{yz}} = \frac{3\tau_{yz}}{\sigma_e} \quad (1.41)$$

$$\frac{\partial F}{\partial \tau_{zx}} = \frac{3\tau_{zx}}{\sigma_e} \quad (1.42)$$

Le critère de plasticité étant clairement défini, il est maintenant possible d'établir la relation complète entre les contraintes et les déformations pour un problème élasto-plastique.

1.3.4 Relation entre les contraintes et les déformations

La résolution du problème non-linéaire selon l'approche de « contrainte initiale » de Zienkiewicz requiert l'évaluation de l'équation 1.31 à chaque incrément de force i :

$$\{\Delta\sigma\}_i'' = \{\Delta\sigma\}_i' - \{\Delta\sigma\}_i \quad (1.31)$$

Où $\Delta\sigma'$ est la réponse de la structure pour une matrice purement élastique, identifiée par D_{el} et $\Delta\sigma$ est la réponse de la structure pour une matrice élasto-plastique, identifiée par D_{ep} , qui définit la relation $\{\sigma\}$ - $\{\varepsilon\}$ dans le domaine plastique.

Pour un matériau linéaire élastique, la relation contrainte-déformation dépend de la matrice élastique D_{el} .

$$\{\sigma\} = [D_{el}] \{\varepsilon\} \quad (1.43)$$

Pour un problème 3D, la matrice élastique D_{el} est définie par :

$$[D_{el}] = \begin{bmatrix} (1-\nu)c & \nu c & \nu c & 0 & 0 & 0 \\ \nu c & (1-\nu)c & \nu c & 0 & 0 & 0 \\ \nu c & \nu c & (1-\nu)c & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G \end{bmatrix} \quad (1.44)$$

$$c = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (1.45)$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (1.46)$$

où E est le module de Young et ν est le coefficient de Poisson, tous deux fonctions de la température nodale.

Pour considérer un coefficient dépendant de la température, l'historique thermique doit être discrétisé en incréments de température suffisamment petits pour bien reproduire l'évolution de cette propriété (Cook et al, 2002).

Dans le domaine élasto-plastique, la relation contrainte-déformation est obtenue à partir de la matrice élasto-plastique D_{ep} .

$$\{\sigma\} = [D_{ep}] \{\varepsilon\} \quad (1.47)$$

Afin d'être en mesure d'évaluer l'équation 1.47 à chaque incrément, il est nécessaire d'avoir un modèle pour représenter la matrice élasto-plastique $[D_{ep}]$. C'est le

modèle développé originalement par Zienkiewicz et al (1969) qui sera utilisé ici. Seules les grandes lignes sont présentées ci-après.

Pour un petit incrément de contrainte, le changement de déformation peut être divisé en une portion élastique $\delta\{\varepsilon\}_{el}$ et une portion plastique $\delta\{\varepsilon\}_p$.

$$\delta\{\varepsilon\} = \delta\{\varepsilon\}_{el} + \delta\{\varepsilon\}_p \quad (1.48)$$

En combinant les équations 1.34 et 1.43, on obtient la relation :

$$\delta\{\varepsilon\} = [D_{el}]^{-1}\{\sigma\} + \lambda \frac{\partial F}{\partial\{\sigma\}} \quad (1.49)$$

La valeur de la constante de proportionnalité λ , demeure jusqu'ici indéterminée. Afin d'éliminer λ , il faut identifier une autre relation dans laquelle ce paramètre intervient. Cette relation est obtenue en dérivant l'équation (1.36) :

$$dF = \frac{\partial F}{\partial\sigma_x} d\sigma_x + \frac{\partial F}{\partial\sigma_y} d\sigma_y + \dots + \frac{\partial F}{\partial\kappa} d\kappa = 0 \quad (1.50)$$

où κ est un paramètre de consolidation du matériau

En posant :

$$0 = \left\{ \frac{\partial F}{\partial\{\sigma\}} \right\}^T \delta\{\sigma\} + A\lambda \quad (1.51)$$

La correspondance entre les équations 1.50 et 1.51 mène à :

$$A = \frac{\partial F}{\partial\kappa} d\kappa \cdot \frac{1}{\lambda} \quad (1.52)$$

Ainsi, λ peut être éliminé. Cette substitution permet de déterminer la matrice élasto-plastique D_{ep} comme étant fonction de la matrice élastique D_{el} , du critère de plasticité F et du paramètre A . Selon Zienkiewicz et al (1969) :

$$[D]_{ep} = [D_{el}] - \frac{\left[[D_{el}] \left\{ \frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} \right\} \left\{ \frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} \right\}^T [D_{el}] \right]}{\left[A + \left\{ \frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} \right\}^T [D_{el}] \left\{ \frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} \right\} \right]} \quad (1.53)$$

La matrice élasto-plastique $[D]_{ep}$ permet d'évaluer le terme $\Delta\sigma$ de l'équation 1.31.

1.3.5 Signification du paramètre A

Le paramètre A est fonction de la consolidation du matériau et est évalué, dans la méthode de Zienkiewicz, pour l'état de contrainte $\sigma_0 + \Delta\sigma'$ qui est présent à la fin de l'itération i . Dans le cas d'un matériau dont le comportement est élastique-parfaitement plastique, la valeur de A est égale à zéro. Pour un matériau qui présente une consolidation, κ représente la quantité de travail engendrée par la déformation plastique. Pour un incrément de déformation plastique, il s'ensuit :

$$d\kappa = \{\sigma\}^T d\{\varepsilon\}_p \quad (1.54)$$

En substituant l'équation 1.54 dans l'équation 1.34, on obtient :

$$d\kappa = \lambda \{\sigma\}^T \frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} \quad (1.55)$$

En combinant les équations 1.52 et 1.55, l'expression du paramètre A est obtenue :

$$A = \frac{\partial F}{\partial \kappa} \{\sigma\}^T \frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} \quad (1.56)$$

La constante λ est donc éliminée et le paramètre A est connu si la relation entre F et κ est déterminée. Cette relation peut être obtenue directement à partir d'une courbe de la contrainte uniaxiale σ en fonction de la déformation plastique uniaxiale ε_p .

$$d\kappa = \sigma d\varepsilon_p \quad (1.57)$$

$$\frac{dF}{d\kappa} = \frac{d\sigma}{d\kappa} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} \cdot \frac{1}{\sigma} = \frac{n}{\sigma} \quad (1.58)$$

$$n = \frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} \quad (1.59)$$

où n est la pente de la courbe pour une valeur donnée de σ .

Dans le cas d'un essai de traction uniaxiale,

$$\frac{\partial F}{\partial \{\sigma\}} = 1 \quad (1.60)$$

On obtient finalement la signification du paramètre A qui permet d'évaluer la matrice élasto-plastique D_{ep} .

$$A = n \quad (1.61)$$

Le paramètre A est donc identique au coefficient d'écrouissage déterminé à partir d'une courbe de traction uniaxiale. Ce développement n'est pas général et est spécifique à une théorie de plasticité où le comportement plastique pour tout état de contrainte serait prévisible à partir de son comportement uniaxial. Ce concept basé sur la contrainte uniaxiale équivalente de Von Mises, est utilisé à grande échelle en ingénierie (Lanteigne et al, 2004).

1.4 Conclusion

Dans ce chapitre, différentes notions théoriques et empiriques sur la modélisation thermique et élasto-plastique du procédé du soudage ont été introduites.

Pour la modélisation thermique du soudage, une attention particulière a été portée à la physique du soudage, de même qu'au bilan énergétique du procédé. Concernant le

procédé étudié, soit le «Gas Metal Arc Welding», l'énergie est transmise à la pièce par radiation à partir de l'arc, ainsi que par conduction à partir du métal d'apport en fusion. Selon différents auteurs, ce type de procédé de soudage montre une efficacité d'arc moyenne d'environ 85 %. En raison de la convection et de la répulsion du métal fondu provoquées par l'arc, l'apport de chaleur est en réalité distribué dans un volume de matériau plutôt qu'en surface seulement. Par conséquent, la source de chaleur est représentée dans le cadre de ces travaux selon le modèle de Goldak, soit en utilisant une distribution Gaussienne de la puissance dans les trois axes à l'intérieur d'un ellipsoïde.

La formulation préconisée pour représenter un problème de transfert de chaleur par la méthode des éléments finis est obtenue selon l'approche des résidus pondérés de Galerkin. Le soudage étant un problème thermique non-linéaire en régime transitoire, sa résolution est effectuée selon la méthode par intégration directe de Crank-Nicolson.

Pour la modélisation élasto-plastique du soudage, une attention particulière a été portée sur l'origine des contraintes résiduelles et leur distribution dans les plaques soudées bout-à-bout.

Les contraintes résiduelles sont produites par le gradient thermique élevé introduit lors du passage de l'arc ou par un changement de phase du matériau du joint soudé. Les contraintes résiduelles impliquent nécessairement une plastification du matériau pendant le soudage. Pour un acier doux ou austénitique, la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale le long de la direction transversale est généralement caractérisée par une valeur élevée en tension dans le joint soudé, équilibrée par des contraintes en compression de plus faible intensité, de chaque côté du joint soudé. La valeur maximale de la contrainte longitudinale de tension est en général aussi élevée que la limite d'élasticité du métal d'apport. De plus, de nombreux auteurs considèrent le champ de contraintes transversales dans un joint soudé bout-à-bout comme étant plus complexe que le champ longitudinal, influencé par la vitesse d'avance de l'arc et les restrictions

géométriques. Celui-ci est généralement d'amplitude plus faible, en tension dans la portion centrale du joint soudé et en compression aux extrémités longitudinales.

La formulation du problème élasto-plastique par la méthode des éléments finis a aussi été décrite. L'approche préconisée pour modéliser la non-linéarité du soudage et la plastification du matériau est la méthode de « contrainte initiale » de Zienkiewicz. Il s'agit d'une méthode itérative, basée sur la résolution du problème avec la matrice de rigidité élastique initiale et la correction de cette réponse en la comparant avec celle obtenue en utilisant une matrice de rigidité élasto-plastique. À cet effet, le développement théorique originalement développé par Zienkiewicz a été utilisé afin de définir la matrice de rigidité élasto-plastique et le paramètre de consolidation. Dans ce développement théorique, le matériau a une consolidation isotrope et un critère de plasticité basé sur la contrainte équivalente de Von Mises.

Au prochain chapitre, un programme développé pour modéliser l'historique thermique associé au passage d'un arc de soudage est présenté.

Chapitre 2

Simulation de l'historique thermique d'une passe de soudage

Dans le présent chapitre, le développement du programme THERM qui permet de modéliser l'historique thermique d'un joint soudé est présenté. Sa capacité à prendre en considération les différents aspects de la modélisation thermique du soudage est démontrée à l'aide de mesures du champ de température prises pendant le soudage d'une plaque d'acier par le procédé GMAW.

Tout d'abord, la méthode utilisée pour mesurer la distribution de température au cours du soudage est présentée. Les caractéristiques géométriques du montage expérimental et de l'instrumentation sont décrites. Le modèle par éléments finis pour déterminer le champ de température associé à une passe de soudage est ensuite introduit et le choix des propriétés thermiques de l'acier ASTM A516 est documenté. Les résultats d'une analyse de convergence de l'algorithme en fonction du pas de temps de calcul et du maillage sont discutés. Enfin, les résultats de la modélisation thermique du soudage sont présentés, puis comparés aux résultats expérimentaux afin de valider le programme THERM.

2.1 Mesure de l'historique thermique d'une passe de soudage

Un banc d'essai a été réalisé pour mesurer la distribution de la température associée au passage d'un arc de soudage sur une plaque d'acier. Dans cette section, les caractéristiques du montage, de l'instrumentation et du procédé de soudage sont décrites. Les résultats expérimentaux sont présentés et discutés. Ces résultats seront utilisés subséquemment pour évaluer la capacité du programme THERM à modéliser le soudage.

2.1.1 Caractéristiques du montage expérimental

Une plaque d'acier ASTM A516 a été usinée selon les dimensions montrées à la Figure 2.1.

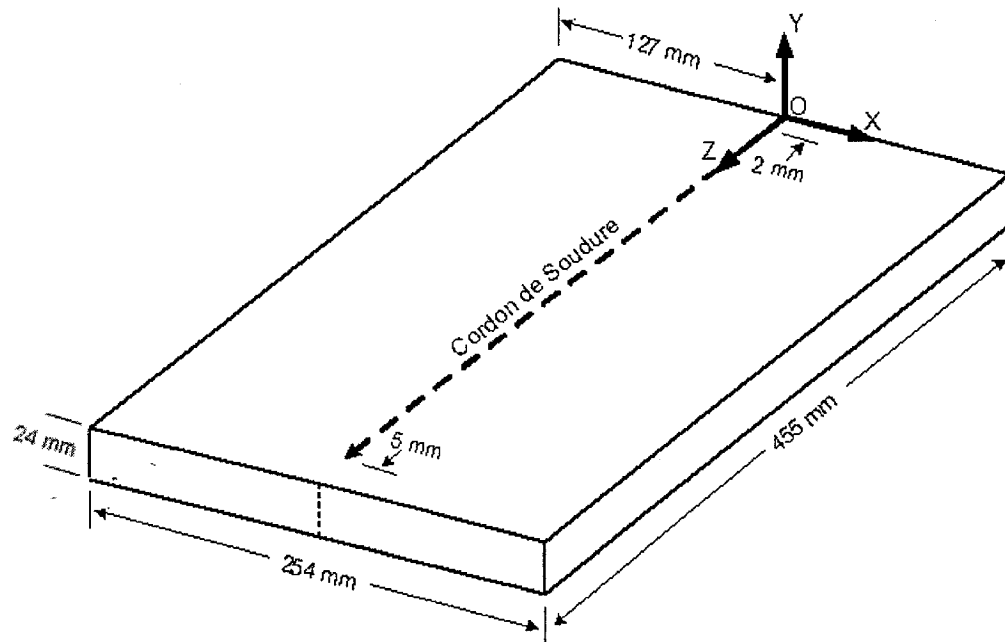


Figure 2.1 : Géométrie du montage utilisé pour la mesure de l'historique thermique d'une passe de soudage

L'axe z correspond à la direction longitudinale de la plaque, l'axe x à sa direction transversale et l'axe y à sa direction normale. Le cordon de soudure est déposé au centre de la plaque ($x = 0$), le long de l'axe z . Dans la direction longitudinale, le dépôt de soudure est initié à 2 mm d'une extrémité de la plaque et se termine à 5 mm de l'autre extrémité.

La position d'un point selon l'axe x indique la distance transversale par rapport au cordon de soudure et sa position selon y détermine la distance par rapport à la face supérieure de la plaque.

Le matériau de la plaque est un acier ASTM A516, alors que le métal d'apport est un acier ASW ER70s-6. Ce sont deux aciers à bas carbone, aux compositions chimiques similaires.

Le soudage est réalisé par le procédé GMAW, à l'aide d'un bras robotisé. La protection gazeuse utilisée est Argon-8 % CO₂. Un tel procédé permet de minimiser toute oscillation transversale de l'arc pendant l'essai et réduit considérablement les inclusions et les porosités dans le joint soudé. Une seule passe est effectuée sans préchauffage.

Les caractéristiques de l'arc sont les suivantes : courant de 255 A, tension de 28,5 V et vitesse d'avance de 6 mm/s.

2.1.2 Instrumentation de mesure

L'historique thermique associé au passage de l'arc est mesuré expérimentalement à l'aide de 15 thermocouples de type K. Les thermocouples sont positionnés en perçant un trou à partir de la face inférieure de la plaque, tel qu'illustré à la Figure 2.2.

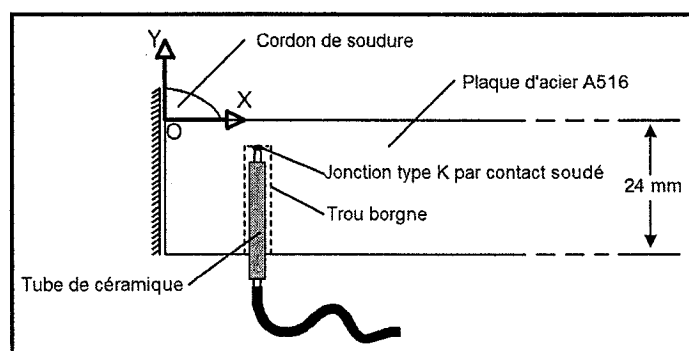


Figure 2.2 : Schéma d'installation des thermocouples sur la plaque d'acier ASTM A516 pour la mesure de l'historique thermique du procédé GMAW

La jonction des thermocouples est réalisée en soudant le contact entre les deux fils avec le fond de la cavité. L'utilisation d'un tube de céramique percé de deux trous sur toute la longueur permet d'éviter tout autre contact entre les fils et la plaque lors du soudage de la plaque. Dans chacun des trous passe un des fils du thermocouple. La température des thermocouples est mesurée à une fréquence de 2 Hz à l'aide d'un système d'acquisition de données. Le système d'acquisition de données est démarré 40 s avant le début du soudage.

Le dessin d'usinage de la plaque d'acier ASTM A516 (Figure 2.3) montre le positionnement des différents thermocouples. Les différentes cotations sont définies en se référant au repère du joint soudé présenté à la Figure 2.1 et les dimensions sont en mm. La numérotation des différents thermocouples est indiquée à la Figure 2.4.

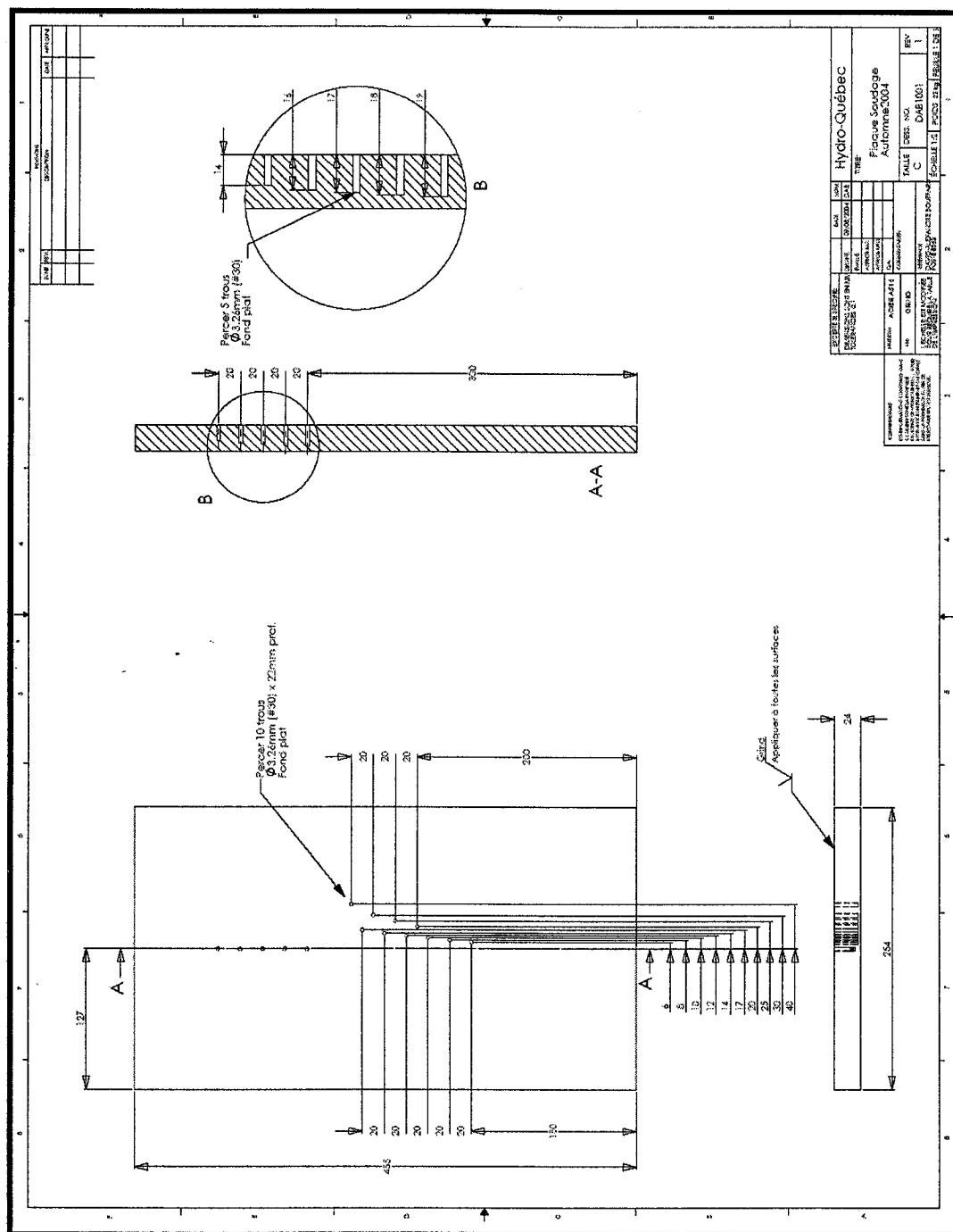


Figure 2.3 : Dessin d'usinage indiquant la position des thermocouples sur la plaque d'acier ASTM A516

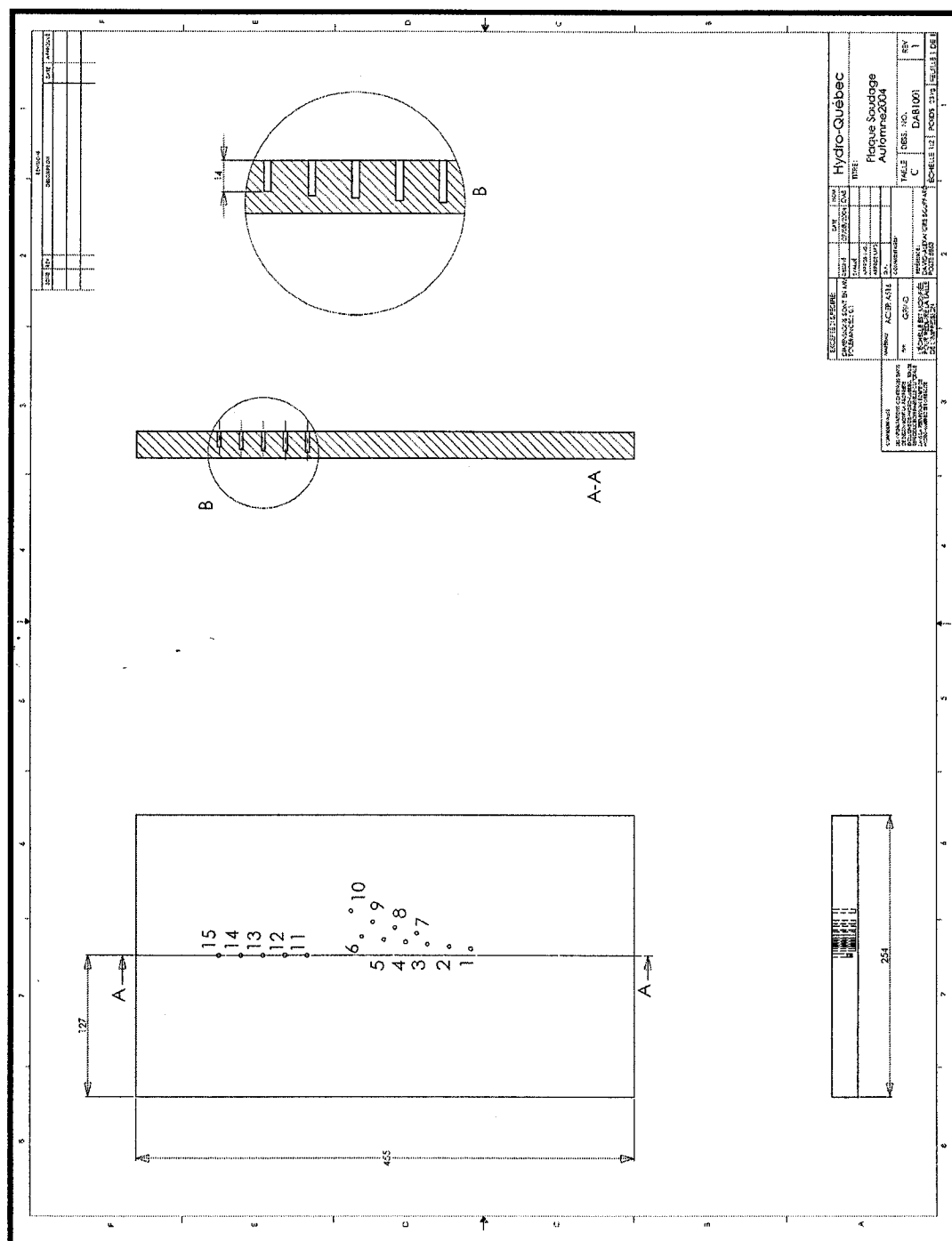


Figure 2.4 : Numérotation des thermocouples de la plaque d'acier ASTM A516

Chaque thermocouple est identifié par TX, où X représente le numéro du thermocouple. Les thermocouples T1 à T10 sont situés à 2 mm sous la face supérieure de la plaque. La distance transversale qui les sépare de la trajectoire de l'arc varie de 6 mm pour T1 à 40 mm pour T10. Par ailleurs, les thermocouples T11 à T15 sont tous positionnés directement en dessous de la trajectoire de l'arc ($x = 0$). La distance qui les sépare de la surface supérieure de la plaque varie de 5 mm pour T11 à 10 mm pour T15. De plus, un thermocouple « harpon » est utilisé pour mesurer le refroidissement du bain de fusion. Il s'agit d'un thermocouple de type K fixé dans un tube de céramique. Le tube est projeté mécaniquement dans le bain de fusion après le passage de l'arc. Ce thermocouple est identifié T16.

La Figure 2.5 est une vue d'ensemble de la plaque après le passage de l'arc. Le cordon de soudure est clairement visible.

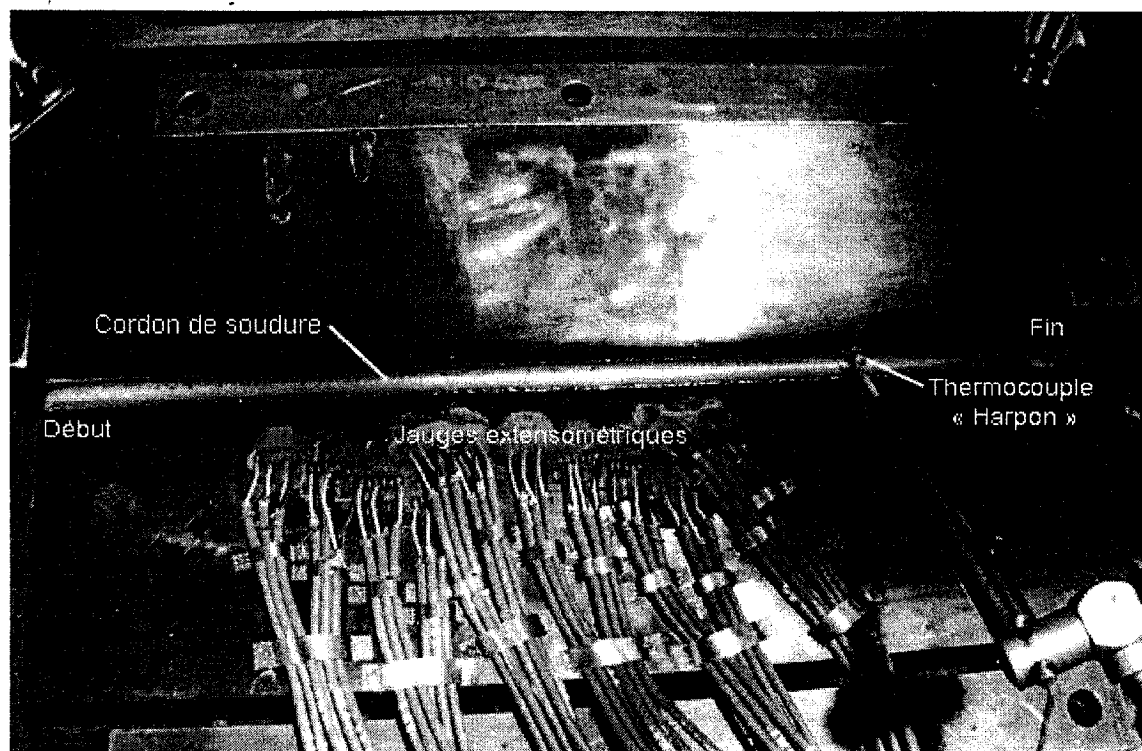


Figure 2.5 : Vue d'ensemble de la plaque d'acier ASTM A516 après le passage de l'arc

Des jauges extensométriques ont également été posées sur la plaque pour mesurer l'évolution des déformations au cours du soudage. Les résultats des mesures ne sont toutefois pas présentés dans ce mémoire.

La Figure 2.6 montre l'emplacement du thermocouple « harpon » dans le cordon de soudure, après l'essai expérimental.

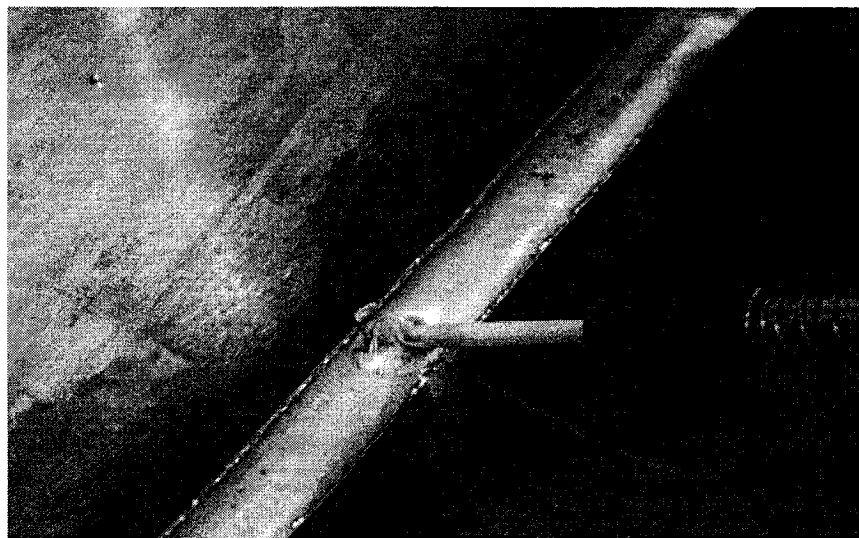


Figure 2.6 : Thermocouple « harpon » T16 dans le cordon de soudure

Le thermocouple a été projeté dans le bain de fusion, mais sa position exacte est incertaine. Il n'est cependant pas essentiel de la connaître, car il s'agit d'un thermocouple de type K dont le signal sature à 1320 °C. Ainsi, les résultats expérimentaux ne peuvent être utilisés qu'une fois que le bain de fusion est complètement solidifié.

2.1.3 Résultats expérimentaux

Cette section présente les résultats de mesure de la température lors de la passe de soudage sur la plaque d'acier ASTM A516. Le soudage débute à $t = 40$ s.

L'évolution de la température mesurée au cours du soudage à l'aide des thermocouples T1 à T10 est présentée aux Figures 2.7 et 2.8.

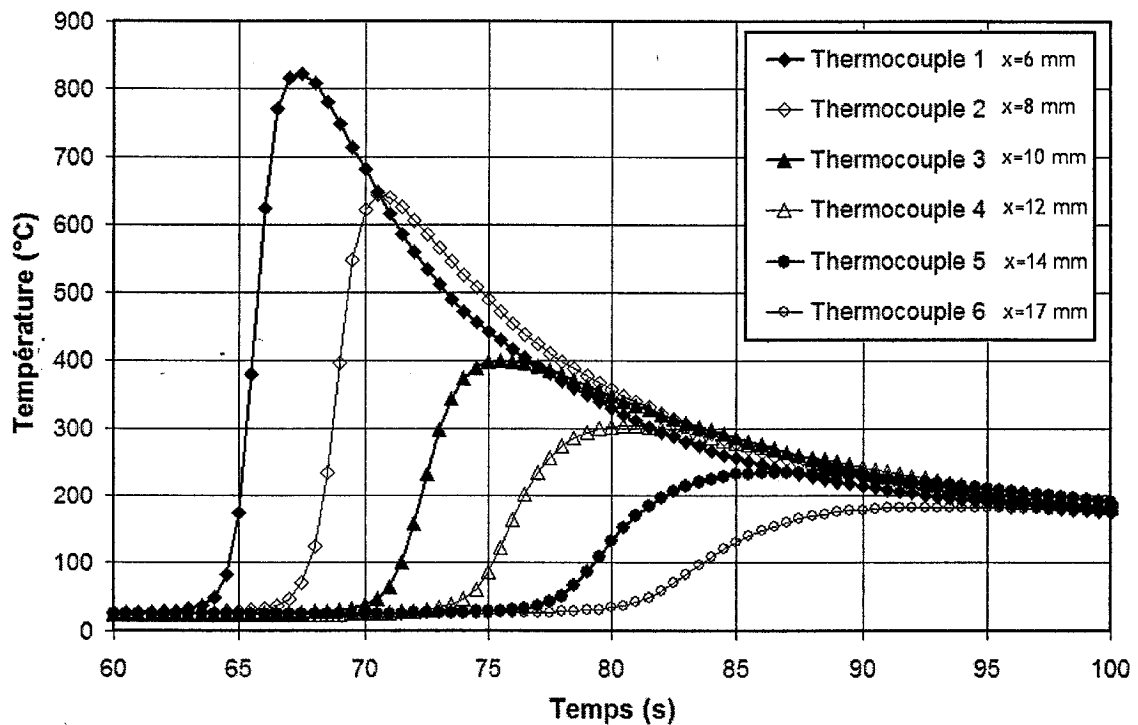


Figure 2.7 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par les thermocouples T1 à T6 situés à 2 mm sous la face supérieure de la plaque, à une distance transversale variant entre 6 à 17 mm de la trajectoire de l'arc

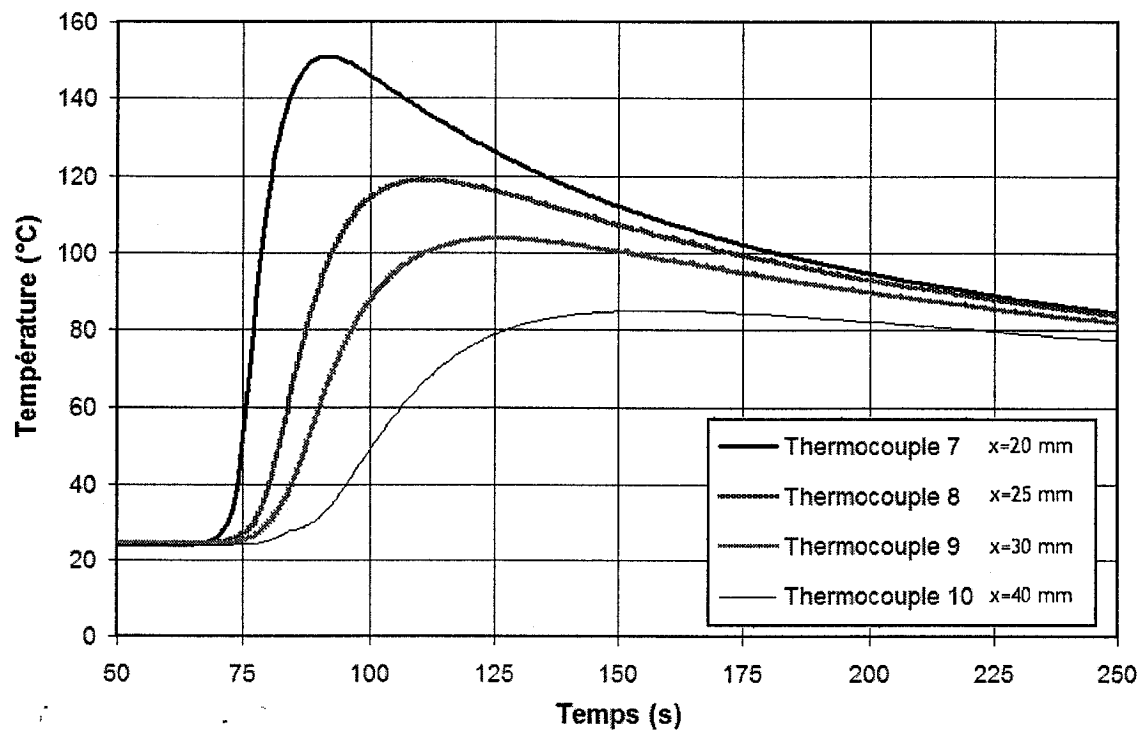


Figure 2.8 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par les thermocouples T7 à T10 situés à 2 mm sous la face supérieure de la plaque, à une distance transversale entre 20 et 40 mm de la trajectoire de l'arc

La Figure 2.9 présente les valeurs de la température enregistrées par les thermocouples T11 à T15, situés entre 5 mm et 10 mm sous la surface, directement en dessous de la trajectoire de l'arc.

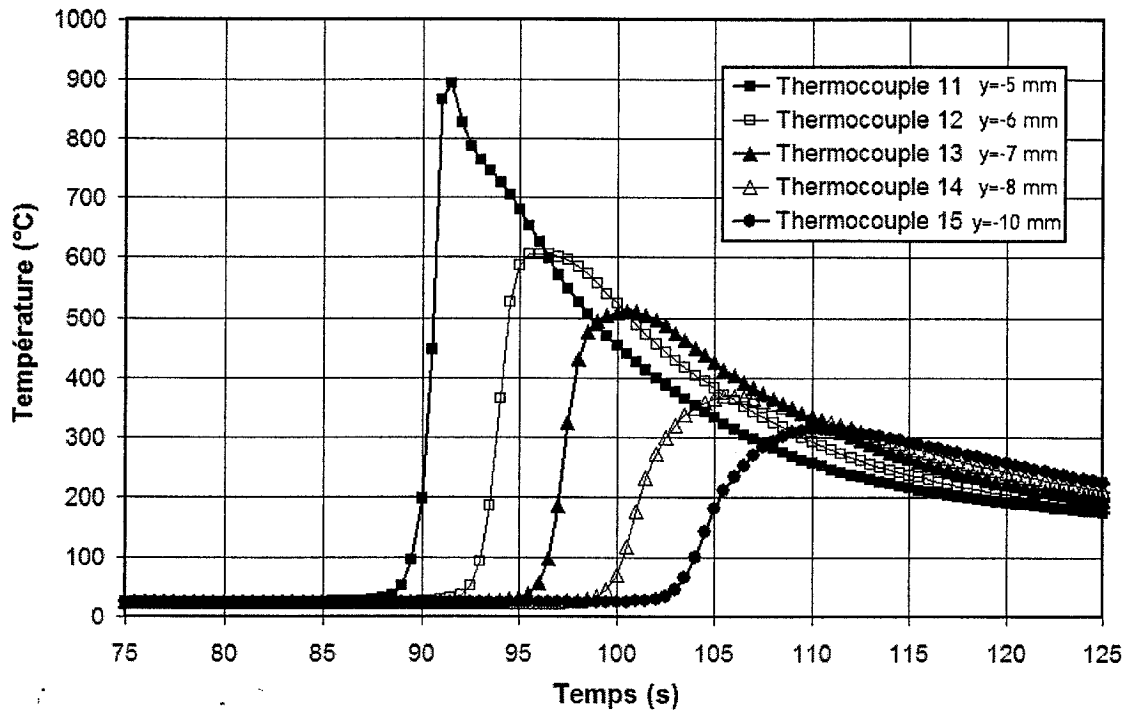


Figure 2.9 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par les thermocouples T11 à T15, situés entre 5 et 10 mm sous la surface, directement sous la trajectoire de l'arc

L'ensemble des résultats montre que la fréquence d'acquisition de 2 Hz est suffisante pour bien caractériser l'évolution de la température. La seule exception est la courbe de T11, à la Figure 2.9, qui présente peu de points de mesures lorsque le changement de température est brusque. En fait, même si l'inertie thermique d'un thermocouple est faible, une telle variation de la température dans le temps, correspond potentiellement à la limite de la capacité d'une jonction de type K à suivre la température de son environnement. Les valeurs maximales de température enregistrées par chacun des thermocouples sont cohérentes entre elles : les thermocouples les plus près du joint soudé atteignent des températures plus élevées que ceux plus éloignés.

L'analyse des thermocouples T11 à T15 indiquent qu'un gradient thermique élevé est présent dans la direction y, mais que celui-ci diminue rapidement en s'éloignant de

l'arc. Ce gradient est d'environ $300\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ à 5 mm sous la trajectoire de l'arc et est en moyenne de $72,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ entre 6 et 10 mm sous la trajectoire de l'arc. Dans la direction transversale, le gradient thermique est en moyenne de $106\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ entre 6 et 10 mm à côté de l'arc. Le gradient thermique est donc plus élevé dans la direction transversale que dans la direction normale. Cela résulte possiblement de la faible dimension de la plaque dans la direction normale, ce qui limite la conduction de la chaleur dans cette direction. De plus, la radiation émise par l'arc tend à accélérer la transmission de la chaleur dans la direction transversale.

Enfin, la Figure 2.10 illustre l'évolution de la température mesurée par le thermocouple T16, projeté dans le bain de fusion.

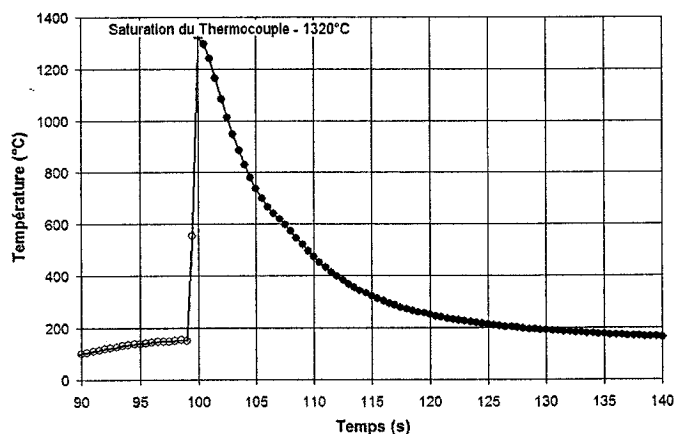


Figure 2.10 : Évolution de la température durant la passe de soudage, mesurée par le thermocouple T16, situé dans le bain de fusion

Puisque ce thermocouple de type K sature à $1320\text{ }^{\circ}\text{C}$, la mesure de la température ne permet que de caractériser le refroidissement du bain de fusion, qui se produit dans un temps relativement court.

2.2 Modélisation de l'historique thermique associé à une passe de soudage par la méthode des éléments finis

Cette section présente le programme THERM, développé pour permettre la simulation de l'historique thermique associé à une passe de soudage. Le modèle par éléments finis est décrit et le choix des propriétés thermiques de l'acier ASTM A516 est documenté.

Pour être aussi fidèle à la réalité que possible, le modèle de transfert de chaleur appliqué au soudage doit prendre en compte les facteurs suivants :

- propriétés thermiques qui dépendent de la température;
- chaleurs latentes de transformation et de fusion;
- densité et distribution de la puissance de la source selon le modèle de Goldak;
- caractéristiques géométriques de la plaque et du cordon de soudure;
- conditions aux frontières de convection et de radiation.

Afin d'éviter les limitations propres aux programmes commerciaux de MEF, un programme 3D en cours de développement, axé sur la simulation thermique du soudage, a été amélioré et validé dans le cadre de ces travaux. Les non-linéarités associées au transfert de chaleur par radiation et à la dépendance à la température des propriétés thermiques sont traitées en réévaluant ces quantités à partir de la distribution de température présente au début de chaque incrément de temps. La résolution du système décrit par l'équation 1.20 à l'aide d'une méthode d'intégration directe est basée sur une élimination/substitution par décomposition triangulaire du système matriciel assemblé (Lanteigne et al, 2002). La mise en mémoire de ce système matriciel correspond à un profil ligne de ciel, afin d'optimiser le temps de calcul, mais nécessite à son tour une optimisation géométrique de l'indexage nodal.

Au cours du développement du programme THERM, basé sur la discrétisation et la résolution numérique de l'équation générale de l'écoulement de la chaleur par MEF (équation 1.20), plusieurs validations ont démontré qu'il générait des solutions numériques en tous points identiques aux solutions analytiques connues pour différents cas simples (Lanteigne et al, 2002). Dans le cadre de ce mémoire, le programme a été modifié pour pouvoir prendre en considération une source de chaleur selon le modèle de Goldak et des propriétés thermiques qui dépendent de la température. De plus, une interface usager plus conviviale a été implémentée.

Afin d'éviter les longs temps de calcul que nécessite l'utilisation d'un modèle 3D complet pour simuler le passage d'un arc de soudage, plusieurs auteurs négligent le transfert de chaleur dans la direction longitudinale. Certaines études ont démontré que cette hypothèse causait peu d'erreur, excepté lorsque l'arc avance lentement ou lorsque beaucoup d'énergie est transmise à la pièce (Goldak et al, 1986 et Goldak et al, 1984).

Dans le cadre de ce projet, une analyse préliminaire a montré qu'il existe une différence appréciable entre les champs de température obtenus à l'aide d'un modèle 2D représentant une tranche mince de la géométrie dans le plan x-y (voir Figure 2.1) et ceux d'un modèle 3D. Les différences sont plus notables dans la région située près de la zone de fusion.

De plus, il a été établi que pour prédire correctement les distorsions et les contraintes résiduelles induites par le soudage, un historique thermique obtenu avec un modèle tridimensionnel est nécessaire (Pilipenko, 2001). Un modèle thermique complètement tridimensionnel a donc été utilisé dans le cadre de cette recherche. Le modèle thermique 3D pourrait même être utilisé afin d'incorporer une trajectoire courbe ou oscillatoire de l'arc.

2.2.1 Maillage du modèle et conditions aux frontières

La discrétisation de la géométrie de la plaque en éléments finis pour déterminer le champ de température associé à une passe de soudage nécessite de considérer plusieurs aspects relatifs au fonctionnement optimal de l'algorithme de calcul.

Les principaux critères à considérer sont les suivants :

- l'ellipsoïde de Goldak doit englober plusieurs éléments selon les trois axes afin de distribuer correctement la densité de puissance de l'arc ;
- la taille des éléments peut être plus grande loin du passage de l'arc, les gradients de température y étant inférieurs ;
- la dimension des éléments situés sur le passage de l'arc ne doit pas être plus grande, selon l'axe z , que la moitié de l'étalement avant de l'arc c_f et c_e , afin d'assurer la stabilité de la solution ;
- il doit y avoir un nœud situé à la position de chaque thermocouple utilisé pour mesurer l'évolution de la température pendant le soudage ;
- le maillage ou l'incrément de temps doit absolument être modifié si un front froid précède le passage de l'arc ou si un phénomène oscillatoire se produit après le passage de l'arc ;
- le modèle doit contenir le moins de nœuds possibles afin de minimiser le temps de calcul.

Le passage de l'arc a été positionné directement sur l'axe longitudinal z^+ (voir Figure 2.1). Cela permet de considérer le modèle comme étant symétrique par rapport au plan $y-z$ et ainsi réduire le temps de calcul. Le plan $y-z$ devient donc une surface isolée thermiquement, empêchant tout flux de chaleur à travers le plan de symétrie. La convection est appliquée à toutes les autres faces du modèle. Une température initiale de $24,3\text{ }^{\circ}\text{C}$ est imposée à tous les nœuds du modèle.

La Figure 2.11 montre le maillage d'une section de la plaque dans le plan $x-y$, alors que la Figure 2.12 montre une portion du modèle dans le plan $x-z$.

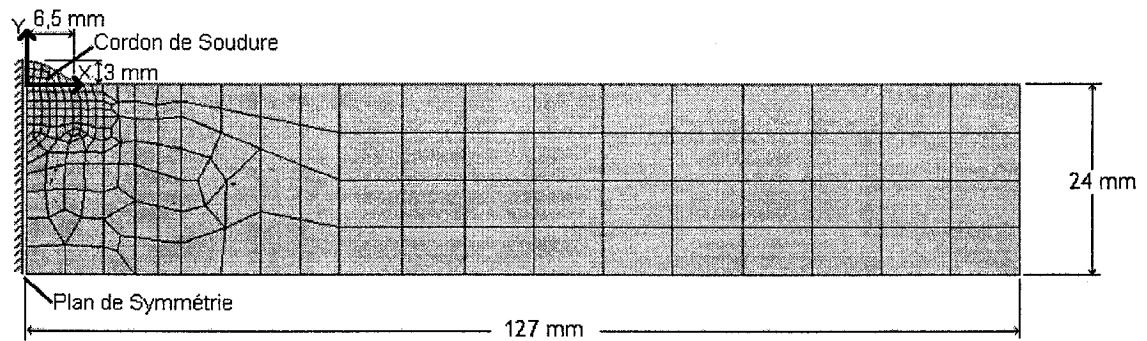


Figure 2.11 : Maillage de la plaque dans le plan $x-y$ pour l'analyse thermique d'une passe de soudage

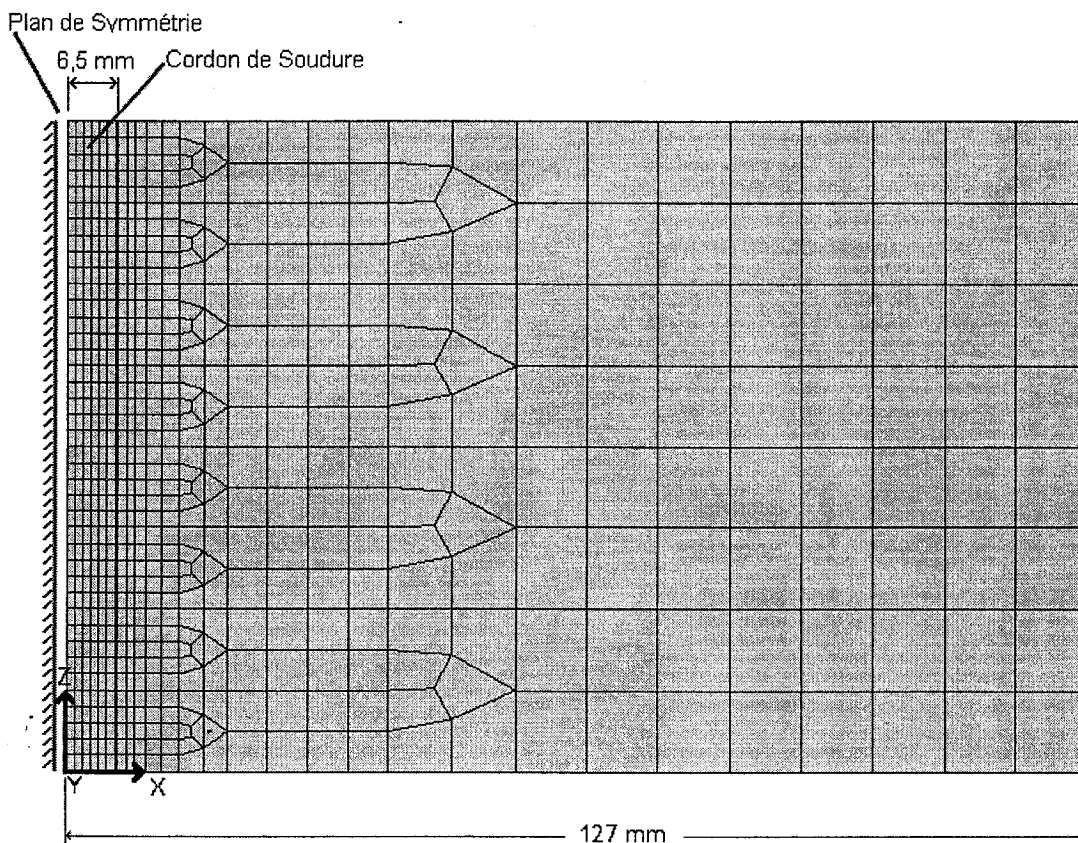


Figure 2.12 : Maillage d'une partie de la plaque, dans le plan x-z, pour l'analyse thermique d'une passe de soudage

Le maillage choisi est plus dense près de la trajectoire de l'arc de soudage et il devient grossier loin de cette trajectoire. Au centre du cordon de soudure, la taille des éléments est de $1 \times 1 \times 2$ mm. Le maillage possède en tout 36478 éléments linéaires à 6 ou 8 nœuds, pour un total de 41361 nœuds.

Avant d'établir une corrélation entre les lectures des thermocouples et les résultats de la simulation numérique, une vérification du montage expérimental après les essais a été effectuée pour évaluer la position exacte de la jonction des thermocouples. La position des points d'intérêt est présentée au tableau suivant.

Tableau 2.1 : Position des thermocouples pour le montage expérimental et le modèle d'éléments finis

	Position X		Position Y		Position Z		
	Mesurée	Modèle	Mesurée	Modèle	Mesurée	Modèle	
Thermocouple	mm	mm	mm	mm	mm	mm	# Noeud
T1	5,9	5,9	-2,14	-2,1	150,07	150	13593
T2	7,9	7,9	-2,14	-2,1	169,82	170	15402
T3	10	10	-2,11	-2,1	189,98	190	17209
T4	11,9	11,9	-2,36	-2,3	209,97	210	19004
T5	13,9	13,9	-2,11	-2,1	230,07	230	20659
T6	16,7	16,7	-2,62	-2,6	250	250	22439
T7	19,9	19,9	-2,14	-2,1	200,07	200	17946
T8	25	25	-2,54	0	220,08	220	19737
T9	29,9	29,9	-2,67	0	240,21	240	21531
T10	39,8	39,8	-2,11	0	259,95	260	23299
T11	0	0	-5,13	-5,1	299,76	300	26921
T12	0	0	-6,66	-6,6	319,83	320	28710
T13	0	0	-7,62	-7,6	339,8	340	30500
T14	0	0	-8,64	-8,6	359,72	360	32304
T15	0	0	-10,09	-10	379,98	380	34096
T16	-	0	-	0	-	300	26934

Les points d'intérêt étudiés lors de la modélisation sont ajustés afin de tenir compte de la position exacte des thermocouples et ainsi éviter les erreurs d'interpolation linéaire. Ainsi, la position des points d'intérêt dans le modèle est similaire à la position exacte des thermocouples pour tous les points situés près du joint soudé. Certains points d'intérêt éloignées du joint soudé ont une position selon l'axe y légèrement différente de celle des thermocouples. Par exemple, le thermocouple T10 est positionné à $y = -2,11$ mm, alors que le noeud correspondant dans le modèle est en surface à

$y = 0$ mm. Cette différence permet de réduire le nombre d'éléments du maillage, mais a peu d'influence sur la solution, car à 40 mm du joint soudé le gradient de température selon la direction normale y est négligeable.

2.2.2 Propriétés thermiques des matériaux

Lorsque la prévision de l'historique thermique est réalisée à l'aide d'une méthode analytique, les conditions aux frontières et les propriétés thermiques des matériaux doivent être supposées constantes. Dans ce projet, la modélisation par éléments finis a permis de prendre en compte la dépendance des propriétés thermiques sur la température et la variation des conditions aux frontières. Ceci a un effet significatif sur les champs de température calculés.

La composition chimique normalisée de l'acier à bas carbone ASTM A516 est décrite au Tableau 2.2. Cette information sera utile pour modéliser les propriétés thermiques de l'acier.

Tableau 2.2 : Composition chimique de l'acier ASTM A516

Élément		C	Mn	Si	P	S
Proportion	Min	---	0,85	0,15	---	---
	Max	0,28	1,2	0,4	0,035	0,035

Pour cet acier, le changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite qui se produit à 725 °C n'entraîne pas un changement marqué du volume du matériau comme c'est le cas lorsqu'il y a une transformation martensitique. Ce changement de volume n'est pas considéré dans le modèle, mais les variations de conductivité thermique et de chaleur spécifique qui sont associées au changement de phase sont prises en considération.

Dans le cas du métal d'apport, l'acier utilisé est désigné sous le nom de ASW ER70s-6. Sa composition chimique est présentée au Tableau 2.3.

Tableau 2.3 : Composition chimique de l'acier de soudage ER70s-6

Élément		C	Mn	Si	P	S
Proportion	Min	---	---	---	---	---
	Max	0,09	1,6	0,95	0,015	0,032

Le manque de données concernant les propriétés thermiques de l'acier ASTM A516 a nécessité une recherche bibliographique (BISRA, 1953 ; Smithells, 2004 et Touloukian, 1970). Les propriétés thermiques des aciers ayant une composition chimique comparable à celle de l'acier ASTM A516 ont été recueillies, puis interpolées pour obtenir approximativement celles de l'acier étudié.

Les propriétés thermiques de l'acier ER70s-6 n'étant pas disponibles, ceci nous a amené à considérer le cordon de soudure comme étant en acier A516. En comparant la composition chimique des deux aciers, on remarque qu'il s'agit de deux aciers relativement semblables, ce qui minimise les erreurs qui pourraient résulter d'une telle hypothèse.

Dans cette section, les méthodes appliquées pour évaluer la conductibilité thermique, la chaleur spécifique et les coefficients de convection et de radiation sont présentées.

Conductivité thermique

La Figure 2.13 présente les courbes de conductivité thermique obtenues de la littérature pour des aciers similaires à l'acier ASTM A516. D'après ces courbes, la conductivité thermique à la température ambiante est fortement influencée par la teneur en manganèse.

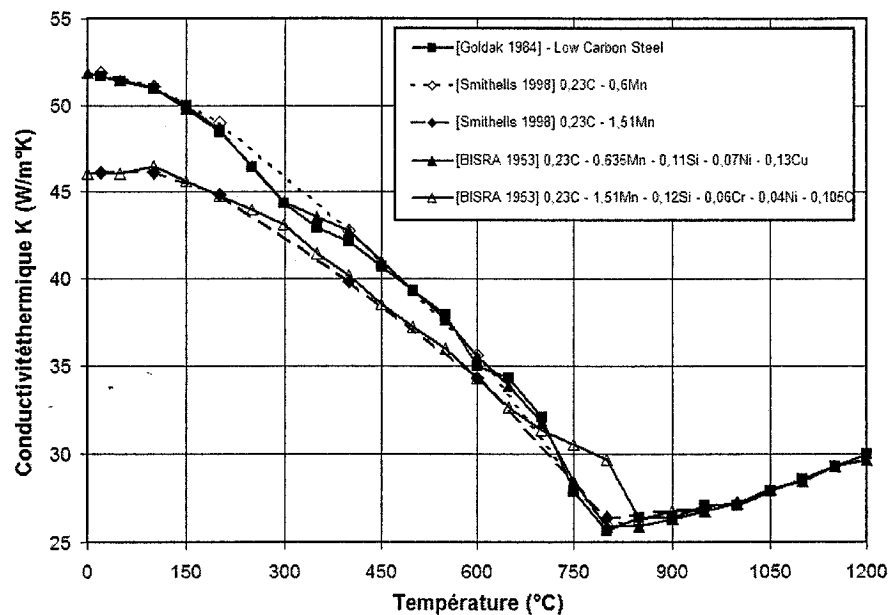


Figure 2.13 : Conductivité thermique de différents aciers ayant une composition chimique similaire à celle de l'acier ASTM A516

La Figure 2.14 illustre la courbe de conductivité thermique choisie pour modéliser l'acier ASTM A516 en fonction de la température. Cette courbe a été obtenue par interpolation des valeurs présentées à la Figure 2.13, en se référant à la composition chimique de l'acier ASTM A516 et de celle des aciers de référence.

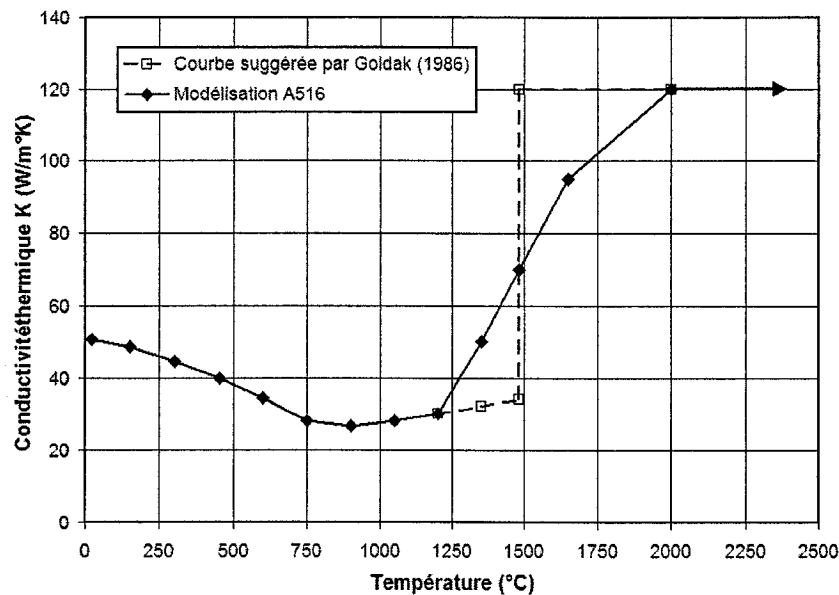


Figure 2.14 : Conductivité thermique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température

Pour les températures situées au-dessus du point de fusion, il est recommandé d'utiliser une valeur de conductivité thermique plus élevée, afin de tenir compte du transfert de chaleur par brassage et convection dans le bain de fusion (Goldak et al, 1986). Puisque la modélisation de la convection et du transfert de masse dans le bain de fusion rendrait l'algorithme de calcul beaucoup plus complexe, une valeur augmentée de la conduction thermique permettrait d'en considérer l'effet. Il s'agit d'ailleurs d'une approximation cohérente avec la réalité, puisqu'une température plus élevée entraîne plus de convection, et par conséquent, un transfert de chaleur plus important.

Dans le cas des aciers à bas carbone ayant atteint une température située au-delà du point de fusion (1480 °C), il est suggéré d'utiliser une valeur de la conductivité thermique égale à 120 W/m²K (Moore et al, 1986). Par contre, une augmentation brutale de la conductivité thermique à 1480 °C peut entraîner une divergence ou un comportement oscillatoire du modèle numérique, dépendant du maillage ou de l'incrément de temps utilisé. Afin d'éviter ces situations, un changement de conductivité plus progressif a été adopté pour des températures situées entre 1200 °C et 2000 °C,

comme le montre la Figure 2.14. Le critère utilisé est de restreindre l'augmentation de la conductivité thermique à 15 W/m²K par 100 °C, limite qui permet d'éviter toute instabilité numérique. Au-delà de 2000 °C, la valeur de la conductivité demeure constante et égale à 120 W/m²K. D'un point de vue du bilan thermique ou énergétique, cette approche est cohérente, bien qu'il s'agisse d'une approximation de la réalité.

Chaleur spécifique

La variation de la chaleur spécifique c_p de l'acier ASTM A516 en fonction de la température a aussi été établie par interpolation, à partir des informations recueillies dans la littérature scientifique. Les courbes d'intérêt sont présentées à la Figure 2.15 (BISRA, 1953), et en particulier, la courbe de Goldak (1986) qui prend en compte la chaleur latente de transformation ferrite $\leftrightarrow$ austénite à l'état solide (entre 625 et 675 °C) et la chaleur latente de fusion (entre 1440 °C et 1520 °C).

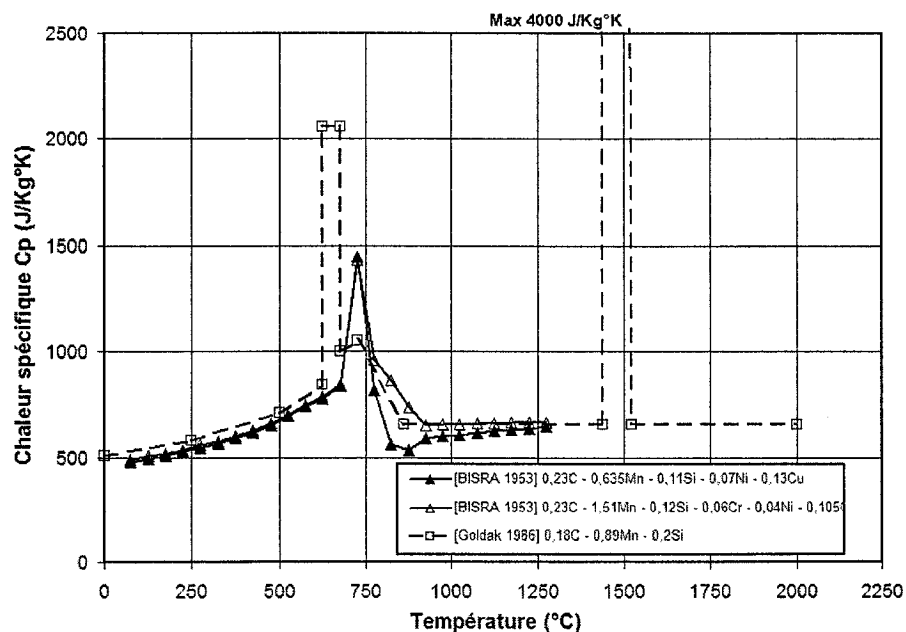


Figure 2.15 : Chaleur spécifique de différents aciers ayant une composition chimique similaire à celle de l'acier ASTM A516

Les variations brusques de la chaleur spécifique de la courbe de Goldak peuvent créer des difficultés lors du calcul du champ de température en régime transitoire. En effet, lorsque les gradients thermiques sont élevés, la température augmente rapidement à chaque incrément de temps Δt . Si, pour un incrément de temps spécifié, l'augmentation de la température est plus grande que la plage de température associée à la chaleur latente de transformation, cette dernière sera ignorée.

Pour s'assurer que les chaleurs latentes soient prises en compte par l'algorithme de calcul, quel que soit la valeur du pas de calcul, un modèle a été développé. Ce modèle est basé sur la variation de l'enthalpie spécifique ΔH_e associée à la chaleur latente de transformation, entre deux niveaux de température spécifiés. En supposant que le métal est à pression constante au cours du soudage et que la variation de volume est négligeable, l'équation suivante peut être écrite :

$$\Delta H_e = \int c_p dT \quad (2.1)$$

À partir de cette équation, il est donc possible de convertir l'augmentation de l'enthalpie spécifique équivalente aux chaleurs latentes de transformation sur la courbe c_p vs T de l'acier.

L'effet de la chaleur latente de transformation lié au changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite est beaucoup plus petit que celui associé au changement de phase solide-liquide (Brown et Song, 1992). Pour un acier à bas carbone, il est suggéré de poser la valeur de la chaleur latente de transformation à l'état solide égale à $3,3 \times 10^8 \text{ J/m}^3$ et celle de la chaleur latente de fusion, égale à $2,1 \times 10^9 \text{ J/m}^3$ (Moore et al, 1986). Ces deux valeurs ont été considérées pour décrire la variation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température.

À l'aide d'un processus itératif qui a permis d'interpoler les courbes présentées à la Figure 2.15, une courbe « idéalisée » de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 a

été établie en tenant compte de sa composition chimique et en respectant la variation d'enthalpie. Le résultat de cette interpolation est présenté à la courbe « Chaleurs latentes idéalisées » de la Figure 2.16. Une telle relation n'est cependant pas optimisée pour tenir compte de la précision numérique de l'algorithme de calcul. Les chaleurs latentes ont donc été converties selon l'équation 2.1 de manière progressive, sur une plage étendue de température située autour de la température de transformation. Le processus d'optimisation pour obtenir ce résultat est décrit plus en détails à la section 2.3.1 et le résultat est montré à la courbe « Modélisation A516 » de la Figure 2.16.

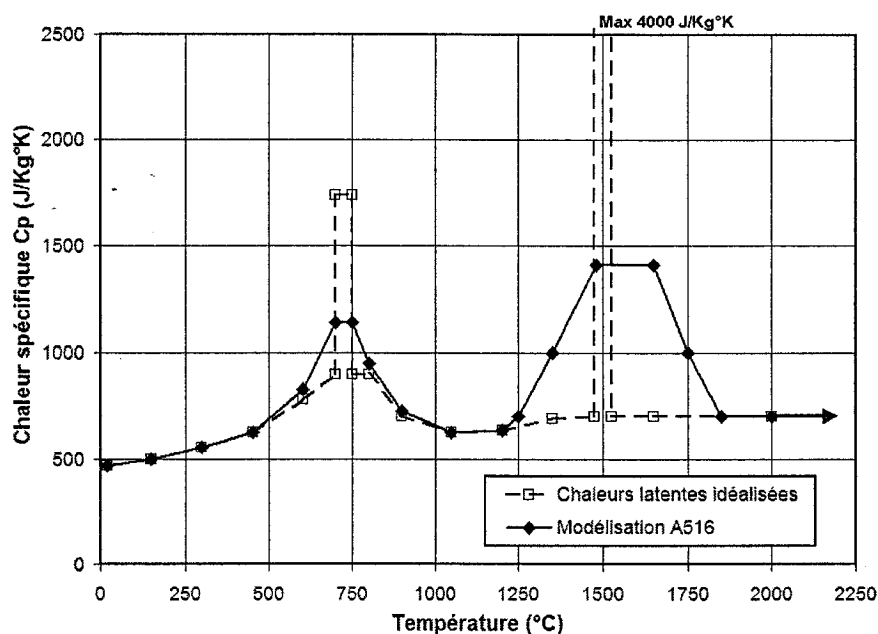


Figure 2.16 : Variation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température

La Figure 2.17 montre l'augmentation de l'enthalpie spécifique en fonction de la température pour trois cas différents : le premier cas où les chaleurs latentes de transformation et de fusion sont ignorées, le deuxième où les chaleurs latentes ont un comportement idéalisé et le troisième qui représente le modèle retenu pour caractériser la variation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516.

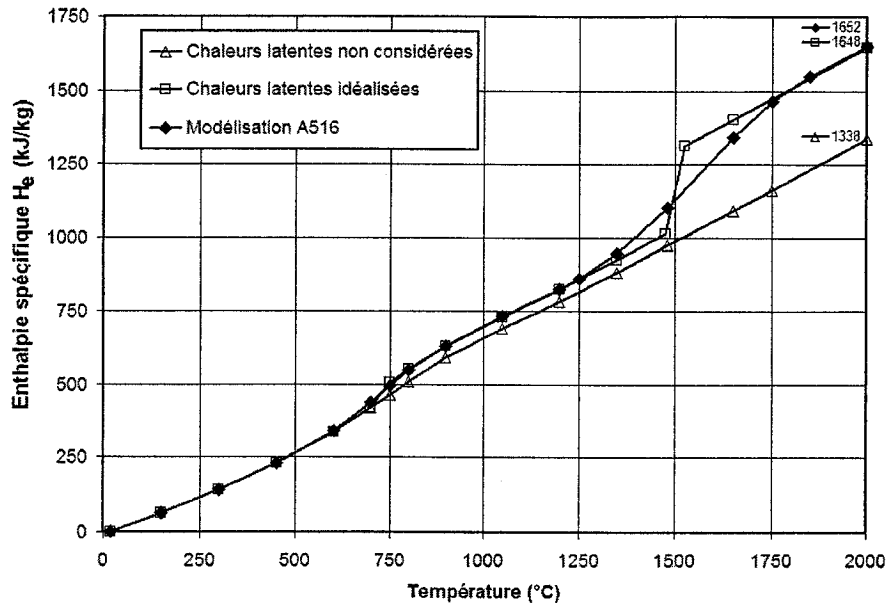


Figure 2.17 : Enthalpie spécifique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température

La comparaison entre les courbes d'enthalpie spécifique montre qu'une chaleur latente de transformation égale à 43 kJ/kg ($3,4 \times 10^8$ J/m³) et une chaleur latente de fusion de 273 kJ/kg ($2,14 \times 10^9$ J/m³) sont incluses dans la courbe de chaleur spécifique. L'influence des changements de phase est donc bien considérée dans le modèle retenu pour caractériser la variation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516.

Coefficient d'émissivité

La valeur du coefficient d'émissivité e dépend, entre autres, de l'état de surface de la pièce et de sa température. Puisque peu de données concernant cette propriété de l'acier ASTM A516 sont disponibles dans la littérature, des mesures ont été effectuées en utilisant un radiomètre FLIR SC3000. Cet appareil agit globalement comme une caméra thermique et enregistre la puissance du rayonnement électromagnétique d'une surface.

L'évaluation du coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516 a nécessité la fabrication d'une éprouvette adaptée aux essais, tel qu'illustré à la Figure 2.18. Les dimensions sont en mm.

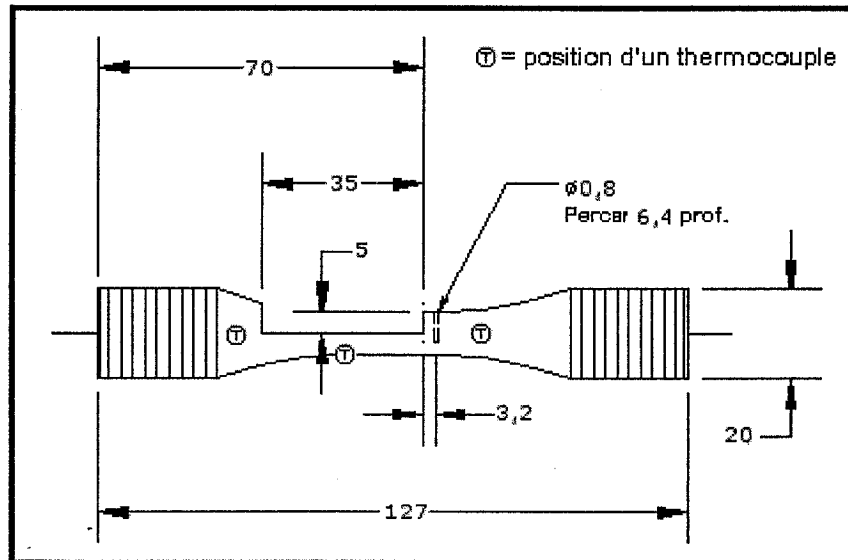


Figure 2.18 : Dessin technique de l'éprouvette utilisée pour mesurer le coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516

Cette éprouvette, qui comporte une surface plane usinée de 35 mm de longueur, a été percée d'un trou profond, caractérisé par un rapport profondeur/diamètre de 8 (6,4 mm / 0,8 mm). Le comportement radiatif d'une telle cavité avoisine celui d'un corps noir ($e \approx 0,95$). Par définition, un corps noir correspond à une surface au comportement radiatif idéal, absorbant la lumière sans rien réfléchir et dont l'émission de rayonnement électromagnétique est théoriquement maximale pour une température donnée (Incropera et Dewitt, 2002).

L'éprouvette est chauffée par induction et la température est mesurée en trois points avec des thermocouples soudés, dont les positions sont indiquées à la Figure 2.18. Le montage expérimental est montré à la Figure 2.19.

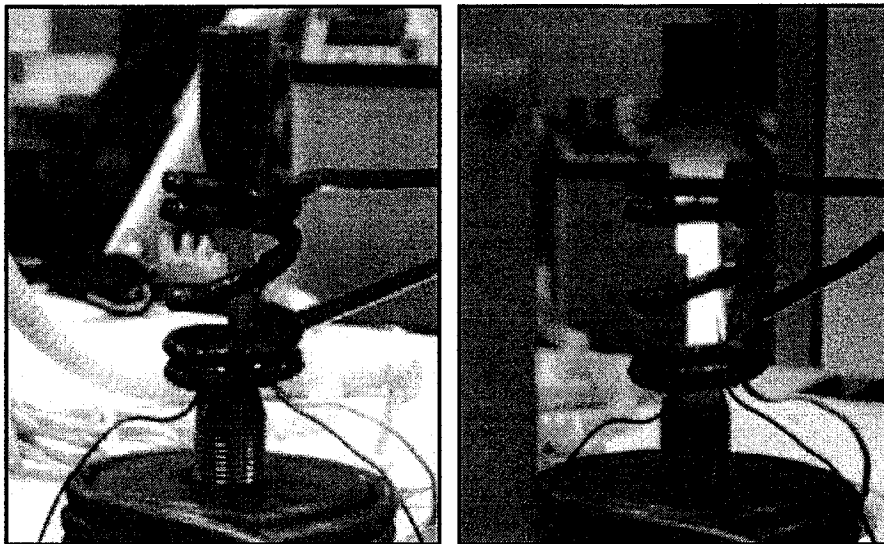


Figure 2.19 : Montage expérimental utilisé pour mesurer le coefficient d'émissivité

À l'aide du radiomètre, les émissions rayonnantes de l'éprouvette sont mesurées à différentes températures. Le coefficient d'émissivité est obtenu en comparant le rayonnement de la surface plane avec celui de la cavité comme référence (corps noir). Des résultats des mesures de l'émissivité effectuées dans la cavité, sur l'épaule et sur la surface plane de l'échantillon d'acier ASTM A516, chauffé à 774 °C, sont présentés à la Figure 2.20.

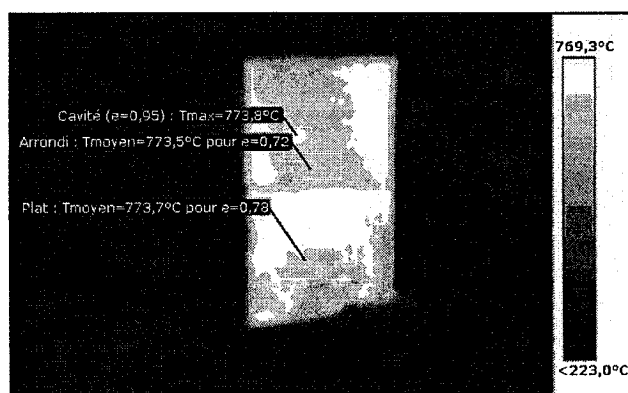


Figure 2.20 : Résultats de mesure de l'émissivité de l'acier ASTM A516 à 774°C

À l'aide d'un logiciel de traitement des données, le coefficient d'émissivité des deux surfaces est ajusté pour que la température calculée soit la même que celle de la cavité. La température de l'éprouvette doit être uniforme pour pouvoir comparer le rayonnement des différents points de mesure. Cette condition est vérifiée à l'aide des thermocouples.

Afin de stabiliser la température, l'oxydation et la mesure du coefficient d'émissivité, une montée en température est effectuée par paliers, avec un maintien de 5 min à chaque palier. On ramène ensuite l'éprouvette à la température ambiante de la même façon. Les résultats obtenus en montée et en descente de température sont présentés à la Figure 2.21.

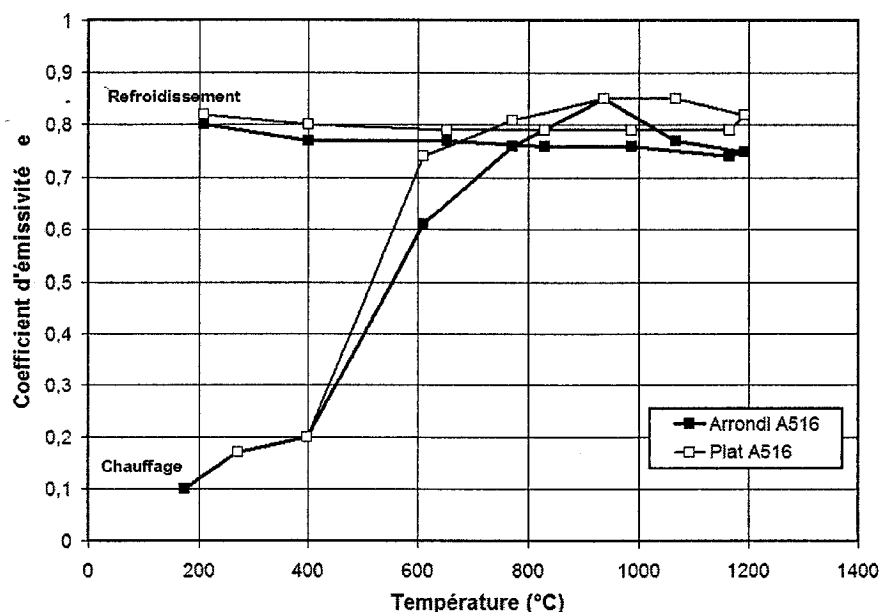


Figure 2.21 : Variation du coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516 en fonction de la température, au chauffage et au refroidissement

Les résultats en montée de température mettent en évidence la dépendance du coefficient d'émissivité en fonction de la température. Cependant, le retour à la température ambiante est caractérisé par une valeur presque constante de ce coefficient;

ce comportement est attribué à l'oxydation de l'échantillon qui s'est produite lors du chauffage.

Ces résultats viennent modifier l'hypothèse émise lors de précédents travaux (Lanteigne et al, 2002), dans lesquels le coefficient d'émissivité pour l'acier ASTM A516 avait été posé égal à 0,9. En réalité, cette hypothèse est valable près du joint soudé, alors que la température maximale atteinte dépasse 600°C et que le degré d'oxydation est important. Néanmoins, loin du joint soudé, l'oxydation demeure très faible et le coefficient d'émissivité se situe près de 0,2. Cette double dépendance du coefficient d'émissivité est prise en considération dans l'algorithme de calcul. Ainsi, la valeur de l'émissivité en un point est fonction de la température maximale atteinte à ce point, tel qu'illustré à la Figure 2.22.

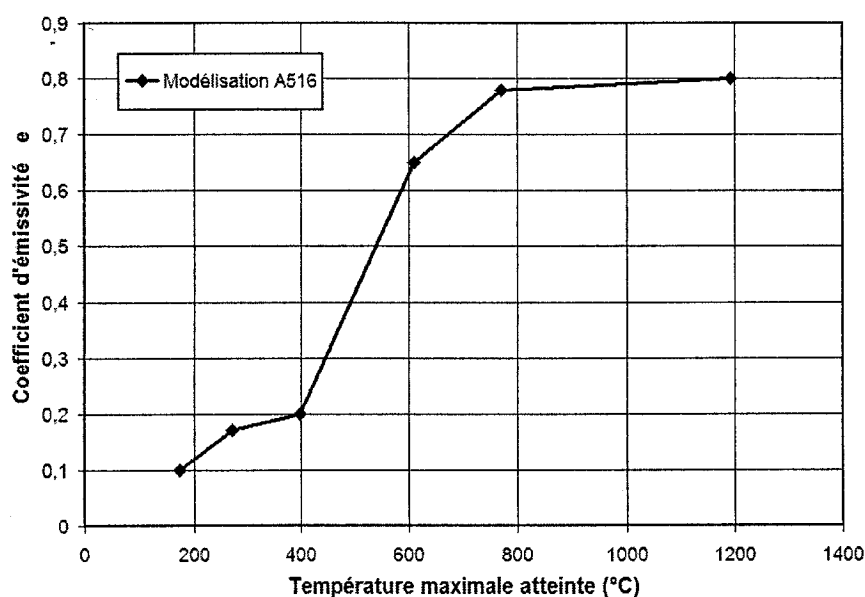


Figure 2.22 : Variation du coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516 en fonction de la température maximale atteinte

La variation du coefficient d'émissivité de l'acier inoxydable A304L a aussi été évaluée selon la même approche. Les résultats obtenus en montée de température sont

illustrés à la Figure 2.23; ils seront utilisés dans le cadre de ce mémoire pour établir la valeur du coefficient de convection naturelle.

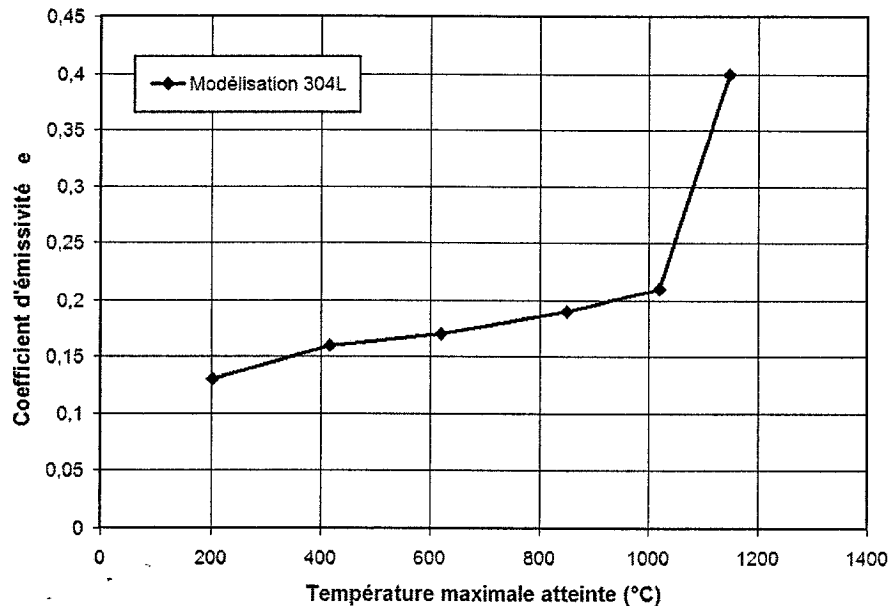


Figure 2.23 : Variation du coefficient d'émissivité de l'acier A304L en fonction de la température maximale atteinte

Ce modèle de prédiction du coefficient d'émissivité de l'acier est suffisant pour bien modéliser le procédé du soudage. La seule amélioration possible serait d'intégrer le temps de maintien à la température maximale, pour évaluer le degré d'oxydation. Il est à noter que pour la majorité des travaux rapportés dans la littérature concernant la simulation du champ de température associé au soudage, la valeur du coefficient d'émissivité est considérée constante.

2.2.3 Évaluation des échanges convectifs et radiatifs

Cette section présente l'approche qui a servi à valider la valeur du coefficient de convection qui sera utilisée comme donnée pour le programme THERM lors du calcul de l'historique thermique associé au soudage.

L'approche consiste à calibrer, à l'aide de résultats expérimentaux, une simulation par éléments finis d'un bloc d'acier A304L chauffé et subissant un refroidissement subséquent par convection et radiation. Le montage développé par Lanteigne et al (2002) a été utilisé. Un bloc d'acier A304L de 301,6 mm x 301,6 mm x 76,2 mm, instrumenté de 27 thermocouples (Figure 2.24) est placé dans un four à 600°C jusqu'à ce que sa température soit stabilisée, puis il est retiré du four et refroidi à l'air libre.

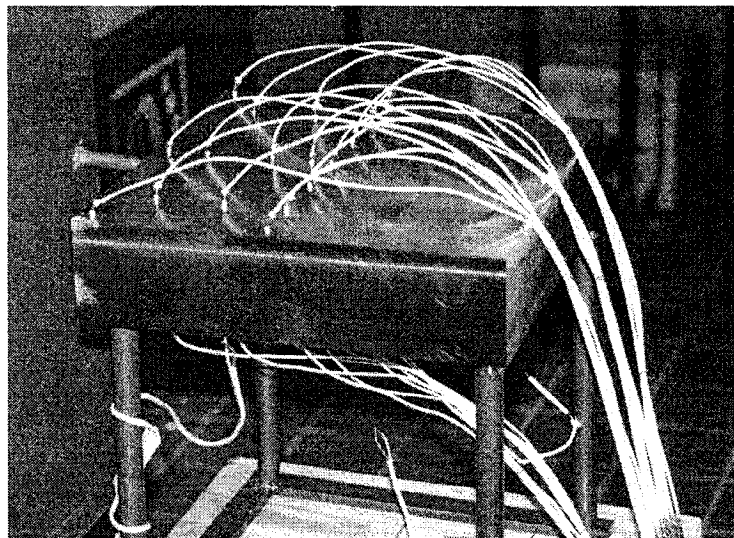


Figure 2.24 : Montage expérimental utilisé pour évaluer le coefficient de convection naturelle moyen (Lanteigne et al, 2002)

La géométrie et le maillage du modèle d'éléments finis sont illustrés à la Figure 2.25.

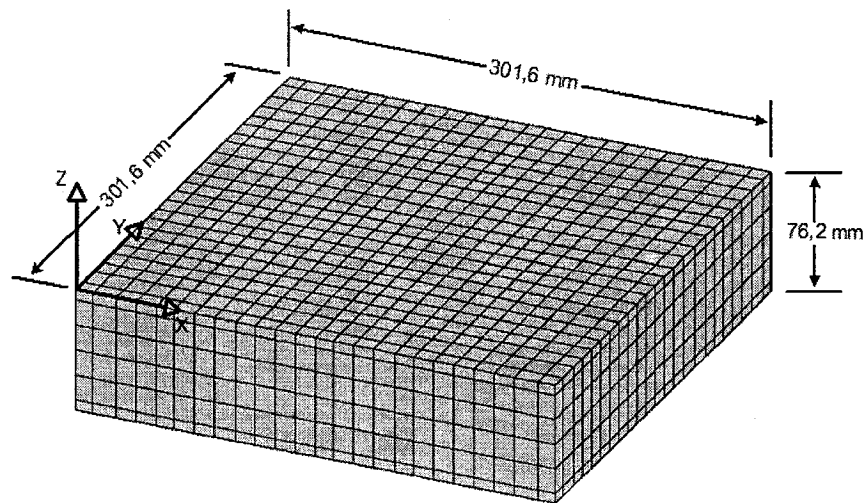


Figure 2.25 : Modèle d'éléments finis utilisé pour simuler le refroidissement d'un bloc en acier A304L

La position des 27 thermocouples est présentée à la Figure 2.26 et à la Figure 2.27 et en particulier, celle des thermocouples #1 et #27 qui ont été choisis comme référence pour l'évaluation expérimentale du refroidissement du bloc d'acier A304L.

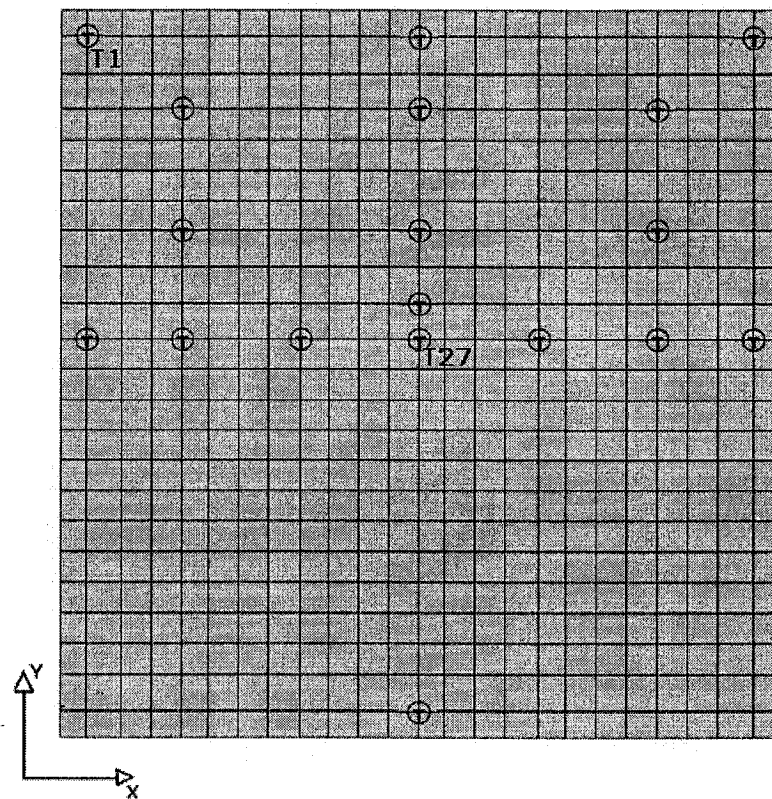


Figure 2.26 : Position des thermocouples #1 et #27 selon le plan x-y

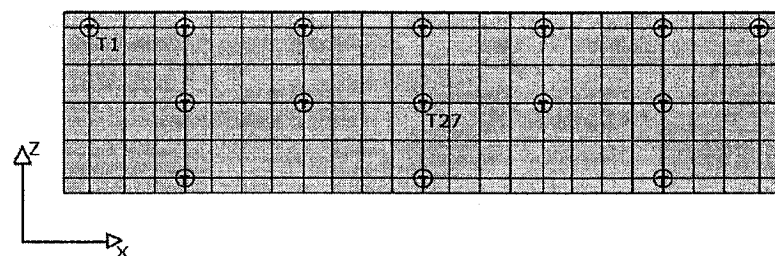


Figure 2.27 : Position des thermocouples #1 et #27 selon le plan z-x

Selon le modèle d'éléments finis, le flux de chaleur s'écoule par conduction dans le matériau solide, par convection naturelle aux surfaces exposées à l'air, ainsi que par radiation à l'air libre. Le thermocouple #1, localisé dans le coin supérieur gauche,

indiquera une vitesse de refroidissement rapide alors que le thermocouple #27, localisé au centre de la plaque, aura une vitesse de refroidissement plus lente.

Lors d'une précédente étude, le coefficient d'émissivité avait été posé égal à 0,9 (Lanteigne et al, 2002). Les mesures du coefficient d'émissivité de l'acier A304L, présentées à la Figure 2.23, montrent que le coefficient d'émissivité avait été surestimé. Dans le cadre de ce mémoire, la modélisation a été reconduite pour tenir compte des nouvelles données concernant l'émissivité de l'acier A304L. Selon ces résultats, le coefficient d'émissivité e pour une pièce usinée puis polie doit être entre 0,15 et 0,2. Cependant, le bloc d'acier A304L utilisé présentait un état de surface légèrement bleuté, indiquant une légère oxydation du matériau et une émissivité possiblement plus élevée. Pour cette raison, un coefficient d'émissivité de 0,22 a été choisi pour la modélisation.

En posant le coefficient d'émissivité comme une constante ($e = 0,22$), plusieurs itérations ont été réalisées afin de déterminer la valeur du coefficient de convection moyen qui permet de reproduire aussi fidèlement que possible les mesures obtenues à l'aide des thermocouples #1 et #27. Ce processus itératif a mené à une valeur du coefficient de convection naturelle moyen de $6,25 \text{ W/m}^2\text{K}$; cette valeur ne varie pas en fonction de la température. Les valeurs expérimentales de la température lors du refroidissement du bloc d'acier A304L et celles obtenues à l'aide de la simulation par éléments finis pour les positions des thermocouples #1 et #27 sont présentées à la Figure 2.28 et à la Figure 2.29, respectivement.

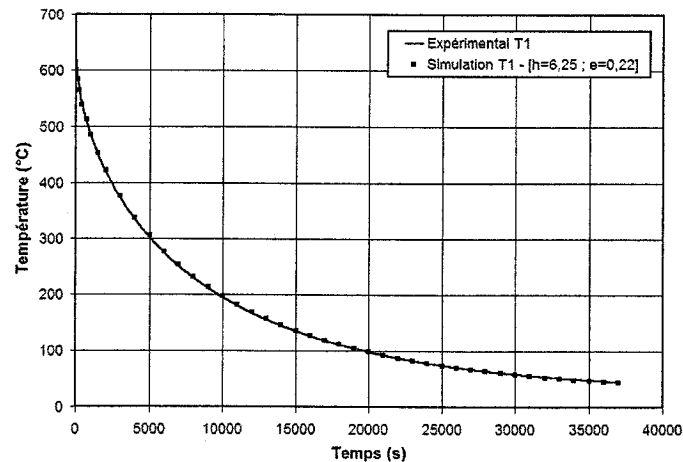


Figure 2.28 : Courbe de refroidissement expérimentale et courbe obtenue par simulation, pour la position du thermocouple #1 du bloc d'acier A304L (coefficient d'émissivité = 0,22 ; coefficient de convection naturel moyen = 6,25 W/m²°K)

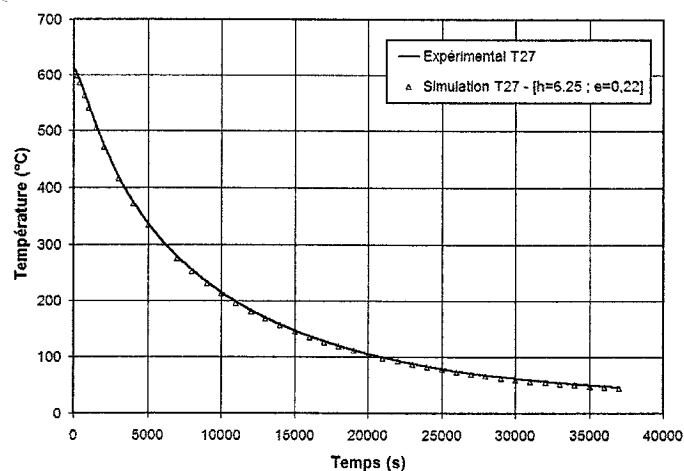


Figure 2.29 : Courbe de refroidissement expérimentale et courbe obtenue par simulation, pour la position du thermocouple #27 du bloc d'acier A304L (coefficient d'émissivité = 0,22 ; coefficient de convection naturel moyen = 6,25 W/m²°K)

La comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux de la simulation par éléments finis montre que l'utilisation d'un coefficient d'émissivité égal à 0,22 et d'un coefficient de convection de 6,25 W/m²°K est adéquate pour modéliser la courbe de

refroidissement à partir de 600 °C. Le fait de ne pas utiliser un coefficient de convection dépendant de la température de la pièce pour modéliser le soudage induit une erreur, mais il a été démontré que le principal mécanisme de transfert de chaleur à l'air libre au-delà de 500 °C est la radiation (Goldak et al, 1986). Puisque la convection ne joue qu'un rôle secondaire, cette simplification n'influencera que très peu la configuration du bain de fusion et de la ZAT au cours de la simulation du soudage. Le comportement du modèle par rapport aux résultats expérimentaux pour des températures élevées est montré à la Figure 2.30.

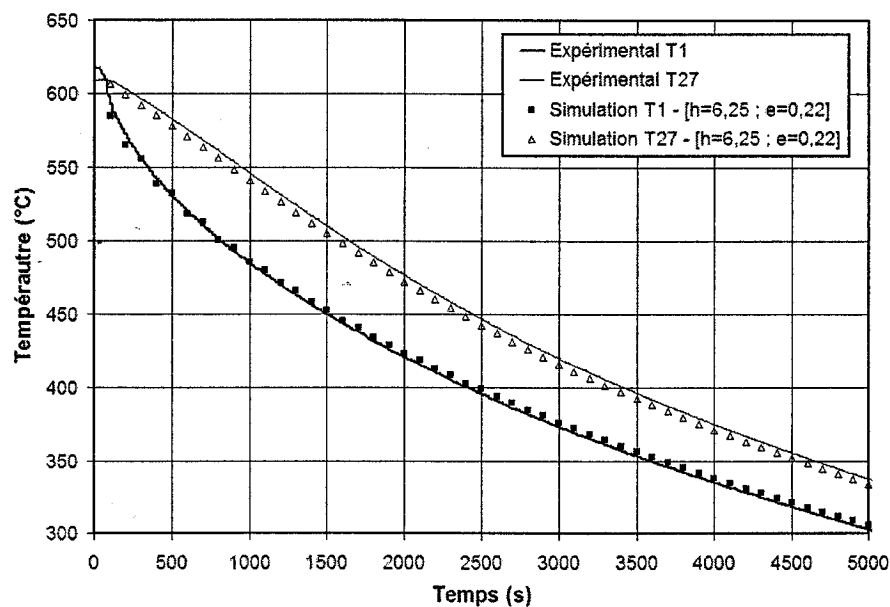


Figure 2.30 : Comparaison entre la courbe de refroidissement expérimentale et la simulation pour le bloc d'acier A304L à la sortie du four

La correspondance entre les résultats expérimentaux et la simulation pour des températures élevées démontre aussi que le coefficient d'émissivité de 0,22 est adéquat pour modéliser un acier inoxydable légèrement oxydé.

Bien que la température du film d'air puisse varier d'un point à un autre à la surface du bloc d'acier A304L, le programme THERM ne considère pas les variations

thermiques du film d'air à la surface du métal. Les mesures de température prises à proximité des différentes faces du bloc lors de son refroidissement à l'air libre sont illustrées à la Figure 2.31.

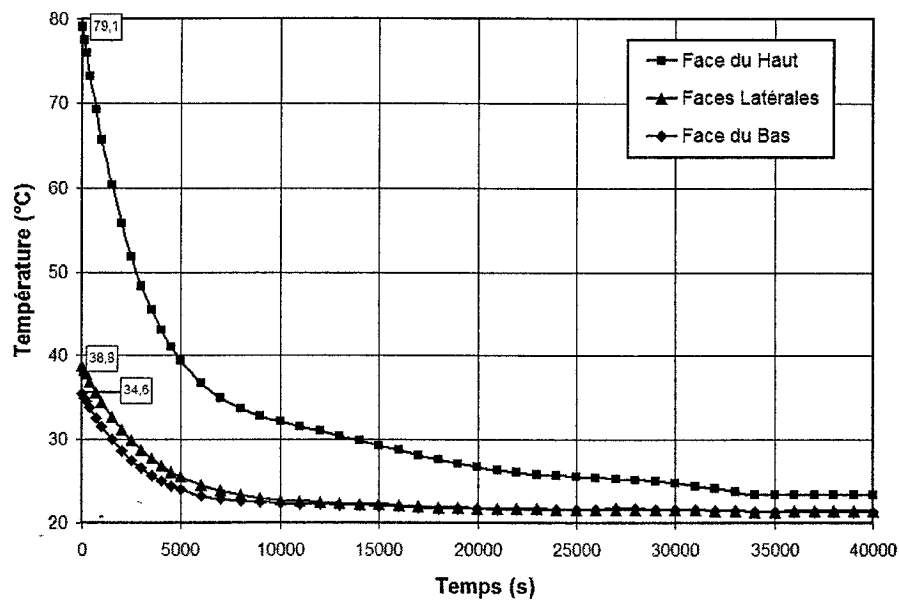


Figure 2.31 : Variation de la température du film d'air à la surface du bloc d'acier A304L

L'air chaud autour de la plaque est entraîné vers le haut et rend le film d'air plus chaud sur la face supérieure de la plaque. Pour cette raison, l'écart maximal entre les différentes faces peut atteindre jusqu'à 40 °C, à la sortie du four. Le fait de considérer que la température du film d'air est constante autour du bloc constitue une source d'erreur, mais dans le cas du soudage, l'effet sur la température du joint soudé et de la zone affectée thermiquement est négligeable (Lanteigne et al, 2002). Pour la modélisation du soudage, la température du fluide ambiant sera posée égale à 22,5 °C.

Afin de considérer les pertes radiatives et convectives, un coefficient global incluant la convection et la radiation est appliqué sur toutes les faces de la pièce, à l'exception du plan de symétrie, selon l'équation 1.17 au Chapitre 1.

2.2.4 Paramètres de modélisation de l'arc de soudage

Dans le cadre de ces travaux, la source de chaleur provenant de l'arc de soudage est représentée selon un dérivé du modèle de Goldak, qui utilise une distribution Gaussienne de la puissance à l'intérieur d'un ellipsoïde le long des trois axes x , y z (Moore et al, 1986 ; Goldak et al, 1986 et Goldak et al, 1984). Cette approche a été décrite au Chapitre 1.

Goldak (1986) suggère l'utilisation d'un ellipsoïde avec des dimensions similaires aux dimensions du bain de fusion. Par contre, l'essai de soudage réalisé pour cette étude et décrit à la section 2.1 a donné la configuration du bain de fusion montrée à la Figure 2.32; la pénétration du bain de fusion est concentrée au centre du joint soudé et est très faible de chaque côté.

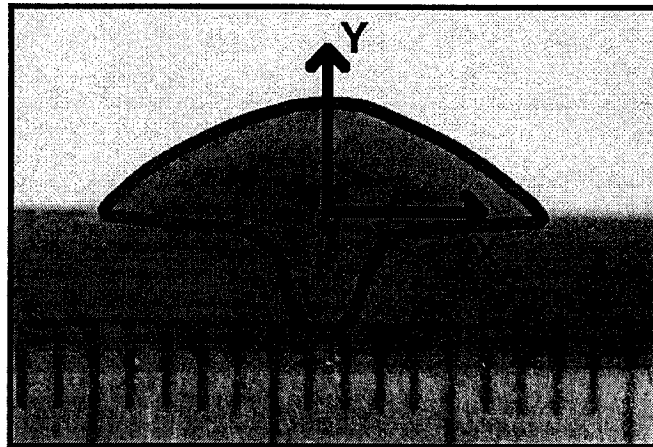


Figure 2.32 : Profil du bain de fusion pour la plaque d'acier ASTM A516

Puisque cette configuration ne correspond pas à un ellipsoïde, l'approche utilisée dans les présents travaux pour modéliser l'apport d'énergie du soudage est de distribuer la densité de puissance en deux ellipsoïdes distincts, comme l'illustre la Figure 2.33.

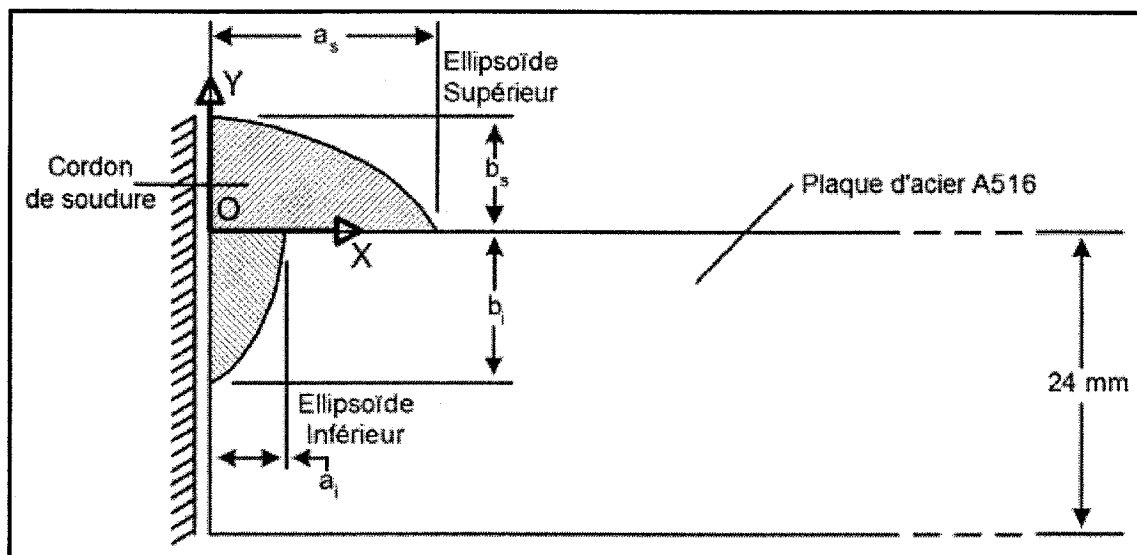


Figure 2.33 : Modélisation de l'arc de soudage en utilisant deux ellipsoïdes de Goldak

Ainsi, la puissance de l'arc est divisée également entre l'ellipsoïde supérieur et l'ellipsoïde inférieur. La puissance totale transmise à la pièce reste donc identique à celle transmise en utilisant un ellipsoïde unique, mais la distribution de puissance est plus fidèle à la réalité.

Les valeurs des différents paramètres utilisés pour modéliser thermiquement le soudage sont présentées au Tableau 2.4.

Tableau 2.4 : Paramètres de modélisation thermique de l'arc de soudage

Énergie appliquée		
	Tension, V (V)	28,5
	Courant, I (A)	255
	Efficacité, η (n)	0,85
	Puissance, $\dot{Q}$ (W)	6175
Distribution de la puissance d'arc, ellipsoïde supérieur		
	Étalement Latéral, a_s (mm)	6,25
	Pénétration, b_s (mm)	3
	Étalement Avant, c_{fs} (mm)	6,25
	Étalement Arrière, c_{rs} (mm)	12,5
	Fraction avant, f_{fs}	0,6
	Fraction arrière, f_{rs}	1,4
Distribution de la puissance d'arc, ellipsoïde inférieur		
	Étalement Latéral, a_i (mm)	2
	Pénétration, b_i (mm)	4
	Étalement Avant, c_{fi} (mm)	6
	Étalement Arrière, c_{ri} (mm)	12
	Fraction avant, f_{fi}	0,6
	Fraction arrière, f_{ri}	1,4
Positionnement de l'arc		
	Vitesse d'avance selon l'axe z (mm/s)	6
	Position initiale (mm)	(0,0,3)
Échanges thermiques avec le milieu ambiant		
	Convection h (W/m ² K)	6,25
	Température initiale de la plaque (°C)	24,3
	Température du fluide ambiant (°C)	22,5

Les paramètres d'étalement de l'arc s'approchent le plus près possible des dimensions du bain de fusion. Une efficacité d'arc de 0,85 est une valeur typique pour le procédé GMAW et correspond à la moyenne des valeurs présentées dans la littérature, tel que rapportée au Chapitre 1. La tension et le courant correspondent aux paramètres de l'essai.

L'incrément de temps initial entre chaque état de calcul est de 0,05 s. Le temps de modélisation total est suffisant pour permettre le refroidissement complet de la plaque, soit 20 000 s (5,6 heures). L'incrément de temps augmente au fur et à mesure que les gradients thermiques diminuent dans la pièce. Par exemple, l'incrément de temps est de 1 s peu après que le joint soudé soit terminé (après 80 secondes de modélisation).

Enfin, les éléments du cordon de soudure sont inactifs avant le passage de l'arc. La mise en veille des éléments est réalisée en utilisant les propriétés thermiques de l'air. Ainsi, les éléments sont réactivés lorsqu'ils sont atteints par l'ellipsoïde de Goldak. À cet instant, leurs propriétés thermiques sont réassociées à celles de l'acier ASTM A516 et leur température est imposée à 24,3 °C.

2.3 Résultats de la modélisation thermique du soudage

Cette section présente les résultats de la simulation thermique du soudage par éléments finis pour la plaque d'acier ASTM A516. La convergence du modèle est examinée en fonction de trois paramètres : le maillage, le pas de temps de calcul et les propriétés thermiques.

Les figures 2.34 à 2.36 montrent la distribution de la température autour de l'arc, 38 secondes après le début du soudage de la plaque illustrée à la Figure 2.1. Par symétrie, le modèle ne contient qu'une moitié de la plaque. À titre de rappel, l'axe z correspond à la direction longitudinale, l'axe x à la direction transversale et l'axe y à la direction normale. La soudure progresse selon la direction longitudinale $z+$.

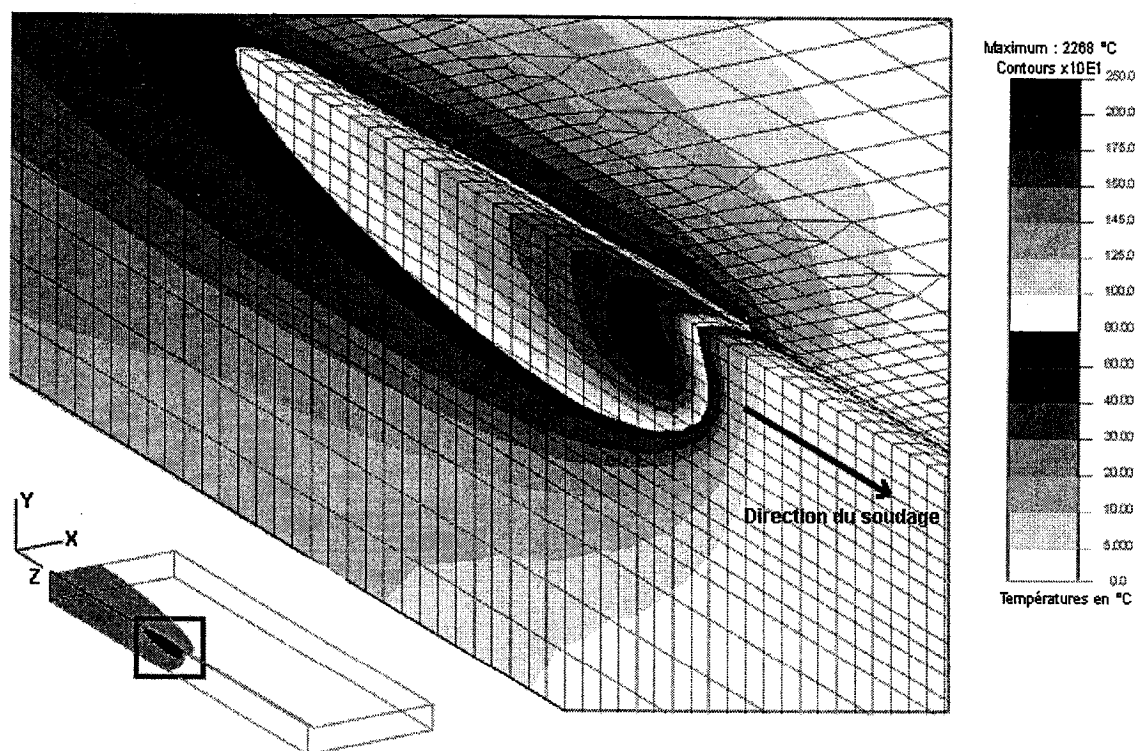


Figure 2.34 : Distribution spatiale de la température près de l'arc, après 38 secondes de soudage

La Figure 2.34 illustre la distribution spatiale de la température dans le voisinage de l'arc; l'image en mortaise montre schématiquement la position de l'arc qui est localisé à $z = 230$ mm, soit à mi longueur de la plaque. Les différents iso-contours de température sont réguliers et exempts d'oscillations. Il s'agit d'une première indication que le maillage et le pas de temps utilisés sont tous deux adéquats pour discrétiser correctement le phénomène thermique associé au soudage.

La Figure 2.35 représente la distribution de température sur la face supérieure (plan x-z) de la plaque d'acier ASTM A516.

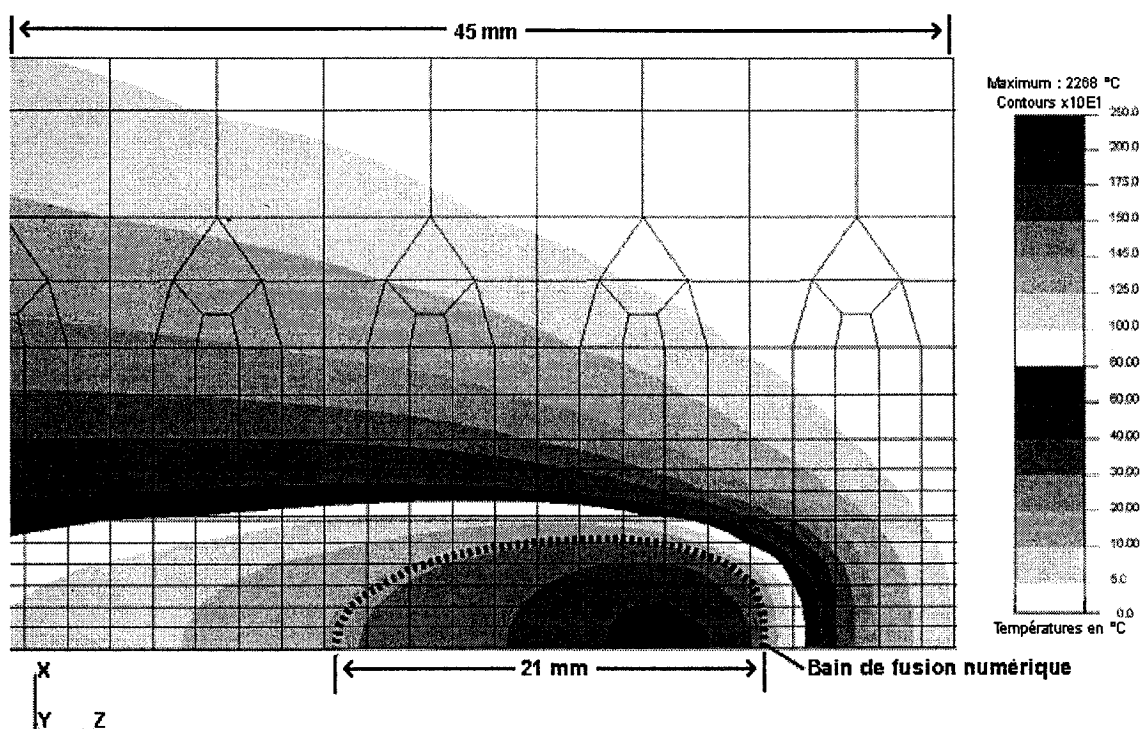


Figure 2.35 : Distribution de la température sur la face supérieure de la plaque d'acier ASTM A516, après 38 secondes de soudage

Ces résultats permettent d'estimer une longueur du bain de fusion égale à 21 mm (iso-contour de 1450 °C).

La Figure 2.36 montre la distribution de la température dans le plan de symétrie de la plaque (plan y-z).

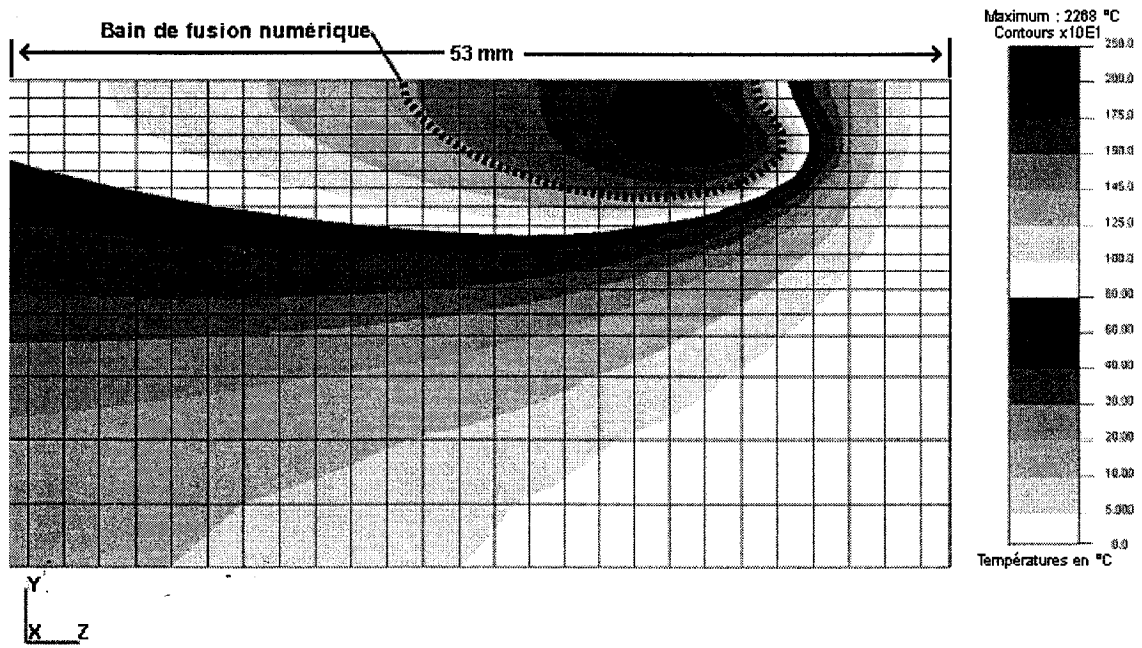


Figure 2.36 : Distribution de la température dans le plan de symétrie (y-z) de la plaque d'acier ASTM A516, après 38 secondes de soudage

À l'extérieur du bain de fusion, le transfert de chaleur est dominé par la conduction. Pour cette raison, l'épaisseur restreinte de la plaque limite le transfert de chaleur dans la direction y. Le gradient thermique est donc globalement plus faible dans la direction normale par rapport à la direction transversale.

2.3.1 Analyse de convergence du modèle par éléments finis

Dans cette section, la convergence du modèle d'éléments finis est analysée en fonction du maillage, de l'incrément de temps Δt et des propriétés thermiques. Cette étude permet d'évaluer la qualité de la solution numérique avant de la comparer aux résultats expérimentaux.

Influence de l'incrément de temps

Pour valider l'utilisation d'un incrément de temps de 0,05 s dans le calcul du champ de température associé au soudage, une analyse de convergence du modèle a été effectuée. La convergence est évaluée à partir de la température maximale atteinte dans la plaque. La convergence du modèle en fonction de l'incrément de temps est présentée à la Figure 2.37. Tous les autres paramètres de modélisation à la section 2.2 sont conservés.

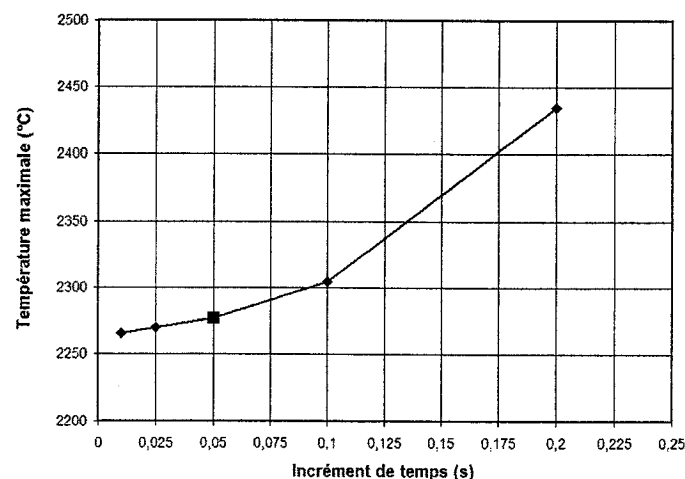


Figure 2.37 : Convergence de la réponse en température en fonction de l'incrément de temps

Ces résultats montrent qu'un incrément de temps de 0,05 s est adéquat. L'utilisation d'un incrément de temps plus petit n'améliore pas significativement la

solution, en plus d'être pénalisante au point de vue temps de calcul. En effet, la réduction de l'incrément de temps à 0,01 s diminue la valeur maximale de la température de 12 °C seulement, tout en multipliant le temps de calcul par un facteur de 5.

Influence du maillage

Une analyse de convergence du maillage a également été effectuée. Tous les paramètres de la modélisation sont identiques à ceux utilisés pour les calculs précédents, sauf en ce qui concerne le maillage. L'incrément de temps est à nouveau de 0,05 s. Comme pour l'analyse précédente, la convergence est évaluée à partir de la température maximale atteinte lors du soudage de la plaque.

Plus précisément, c'est l'impact de la densification du maillage dans la direction longitudinale z qui est étudié. Les dimensions des éléments restent les mêmes dans le plan x - y . La Figure 2.38 montre la convergence du modèle en fonction du nombre de noeuds du maillage.

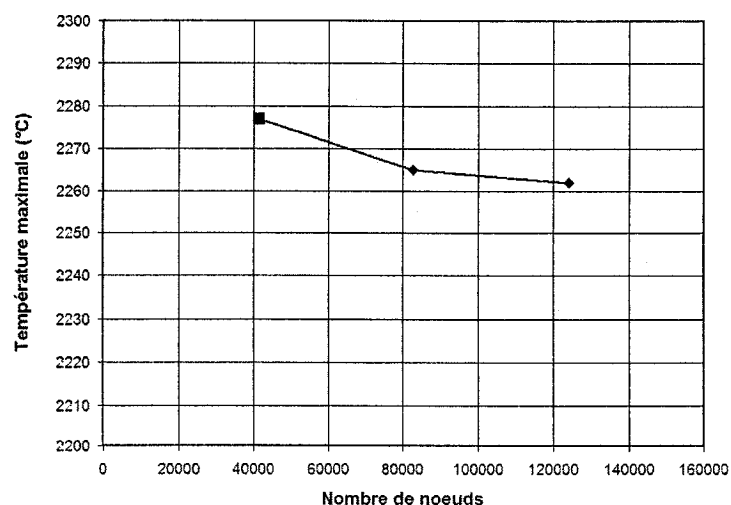


Figure 2.38 : Convergence de la réponse en température en fonction du nombre de noeuds du maillage

Les résultats indiquent que le maillage est approprié car la température maximale atteinte ne diminue que de 15 °C (0,7 %) lorsqu'on réduit la taille des éléments par un facteur de trois dans la direction longitudinale. Dans les deux autres directions, le maillage est plus dense et la réponse en température sera donc encore moins influencée par un éventuel raffinement.

Optimisation des propriétés thermiques

Tel que mentionné précédemment, l'évaluation des propriétés thermiques de l'acier ASTM A516 en fonction de la température a nécessité un artifice de modélisation, afin de satisfaire les restrictions de l'algorithme de calcul.

En raison des chaleurs latentes de fusion et de transformation, la chaleur spécifique de l'acier varie rapidement en fonction de la température. Cela peut causer d'importantes erreurs de modélisation dans les zones près de l'arc, à moins d'utiliser un incrément de temps très petit. En effet, les nœuds au centre de l'arc sont caractérisés par une montée brutale de la température, pouvant atteindre jusqu'à 2500 °C/s en avant de l'arc. Pour un incrément de temps Δt de 0,2 s, la température peut donc varier de 500 °C au centre de l'arc en un incrément de temps, empêchant alors de considérer les chaleurs latentes de transformation et de fusion correctement dans cette région.

Lors de l'optimisation de l'incrément Δt , la courbe de chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 a dû être discrétisée pour calculer le champ de température. La Figure 2.39 et la Figure 2.40 montrent, pour deux nœuds localisés respectivement au centre du cordon de soudure et à l'emplacement du thermocouple T11, les valeurs de la chaleur spécifique qui ont servi aux calculs, comparativement aux valeurs du modèle présenté à la Figure 2.16.

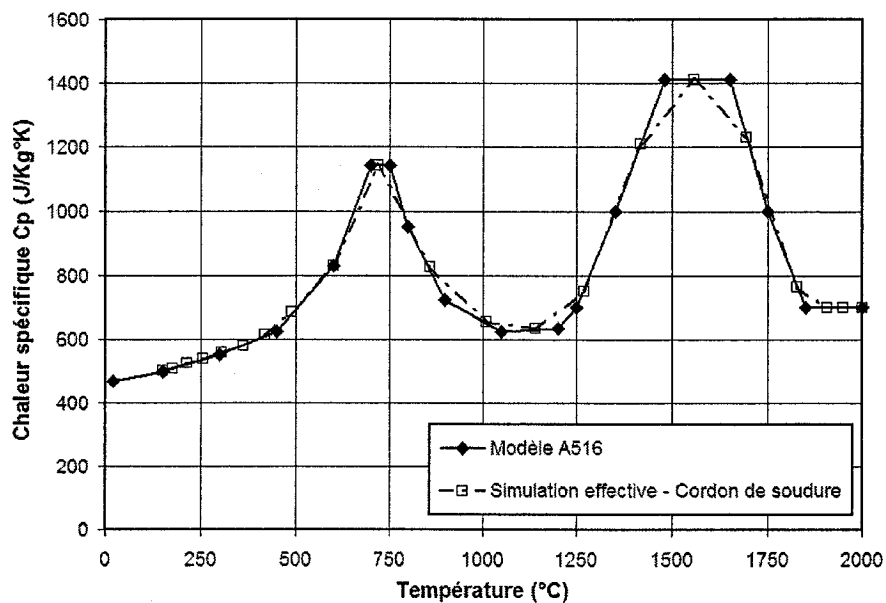


Figure 2.39 : Discrétisation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 au centre du cordon de soudure ($\Delta t = 0,05$ s), comparativement au modèle de la Figure 2.16

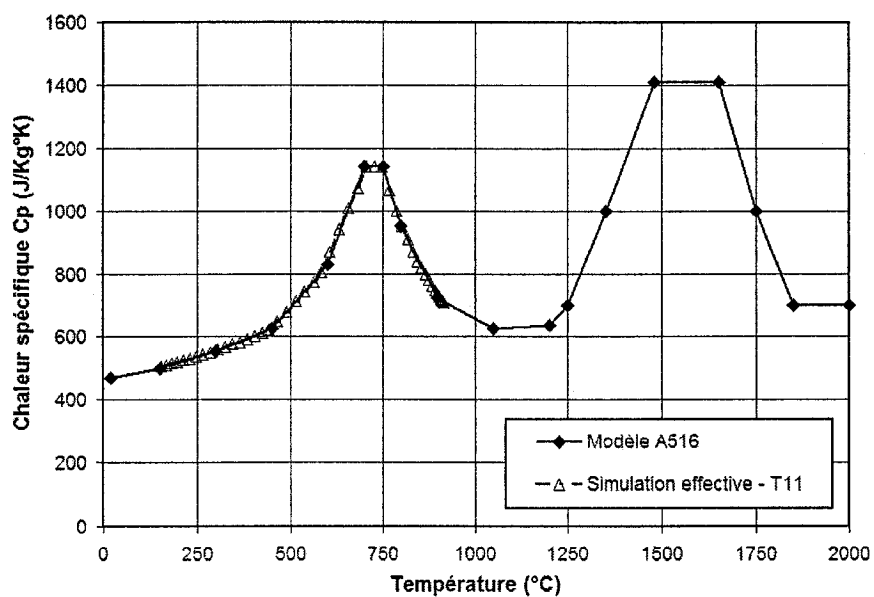


Figure 2.40 : Discrétisation de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 pour le thermocouple 11 ($\Delta t = 0,05$ s), comparativement au modèle de la Figure 2.16

L'analyse des résultats de la Figure 2.39 et de la Figure 2.40 démontre que même au centre du joint soudé, l'incrément de temps utilisé permet de discrétiser adéquatement la chaleur spécifique du matériau. Ainsi, les variations brusques de la chaleur spécifique ont été suffisamment atténuées dans le modèle pour que la discrétisation puisse représenter correctement les chaleurs latentes de transformation et de fusion. Il aurait été beaucoup plus difficile de discrétiser correctement la chaleur spécifique en utilisant un modèle incluant une chaleur latente « idéalisée », tel que présenté à la Figure 2.16.

2.4 Validation des résultats de la simulation par éléments finis

Bien que l'analyse de la convergence du maillage permette de confirmer la qualité du modèle, la validation finale du programme THERM ne peut être obtenue qu'en comparant les résultats de la simulation aux résultats expérimentaux. Cette section englobe donc la validation expérimentale du programme thermique et l'interprétation des divergences entre les valeurs calculées de l'historique thermique et les valeurs mesurées à l'aide des thermocouples. Si on considère les emplacements des thermocouples T1 à T15, la distribution de température lors de la simulation se traduit dans le temps par les courbes de la Figure 2.41 et de la Figure 2.42.

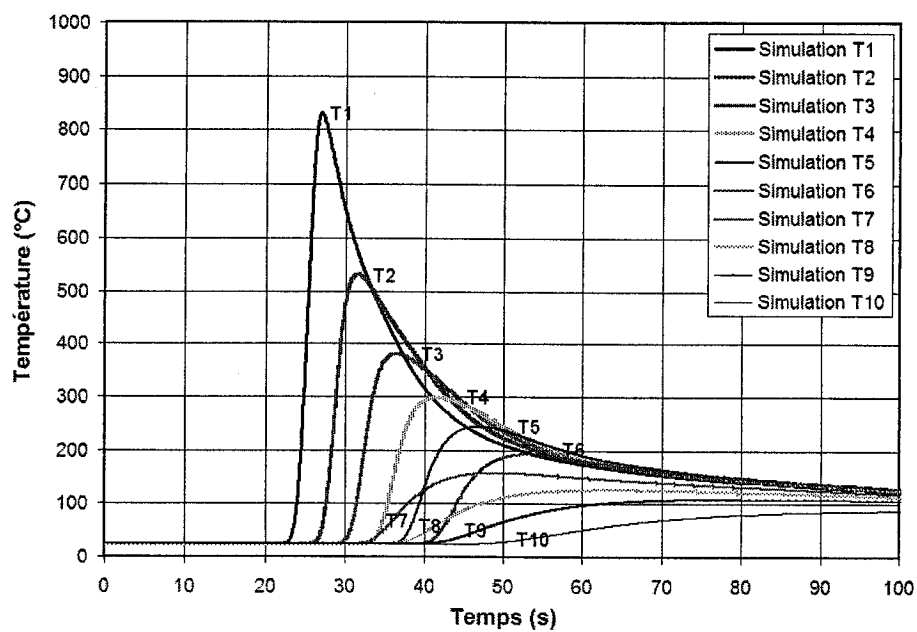


Figure 2.41 : Simulation de l'historique thermique pour les thermocouples T1 à T10

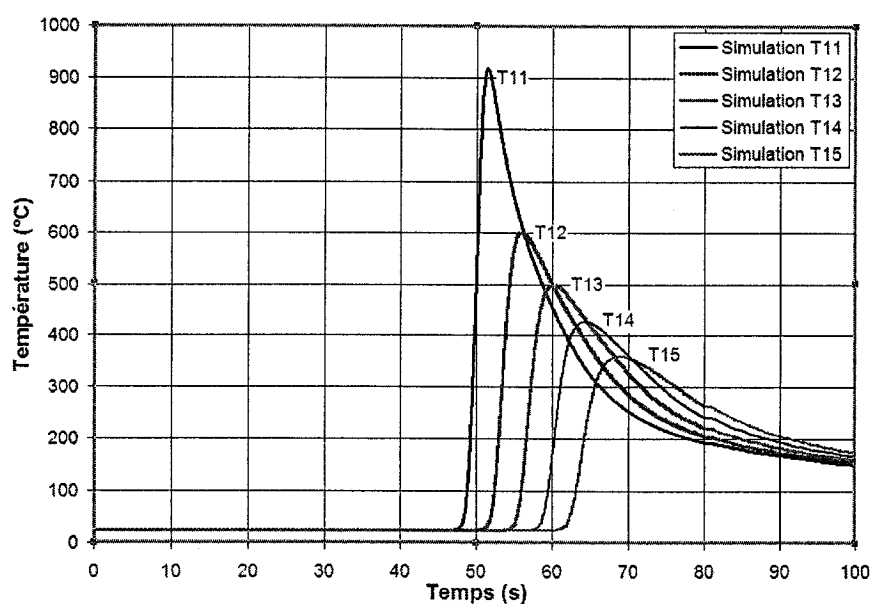


Figure 2.42 : Simulation de l'historique thermique pour les thermocouples T11 et T15

L'évolution de la température au cours de la simulation est globalement similaire aux mesures des thermocouples (Figures 2.7, 2.8 et 2.9 de la section 2.1.3). Néanmoins, pour être en mesure de valider correctement les résultats de la simulation par éléments finis, tous les thermocouples doivent être analysés individuellement. Ainsi, de la Figure 2.43 à la Figure 2.50, l'historique thermique de chacun des thermocouples T1 à T15 est comparé individuellement aux résultats de la modélisation par éléments finis.

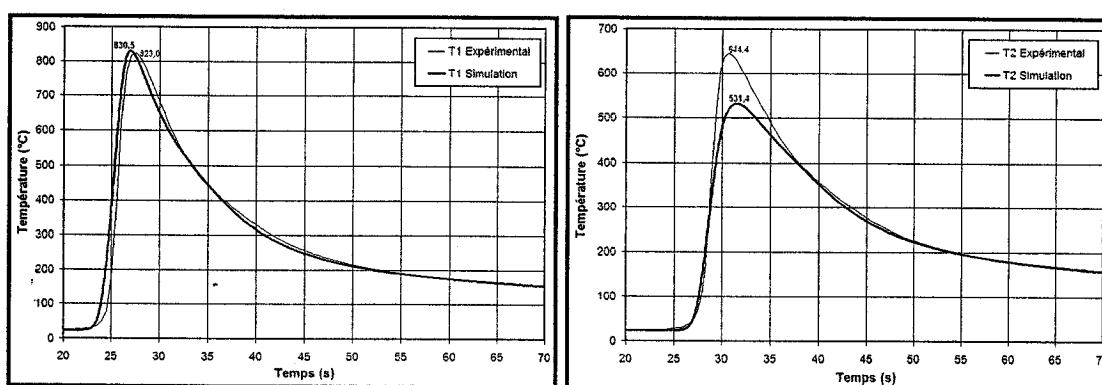


Figure 2.43 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T1 et T2 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis

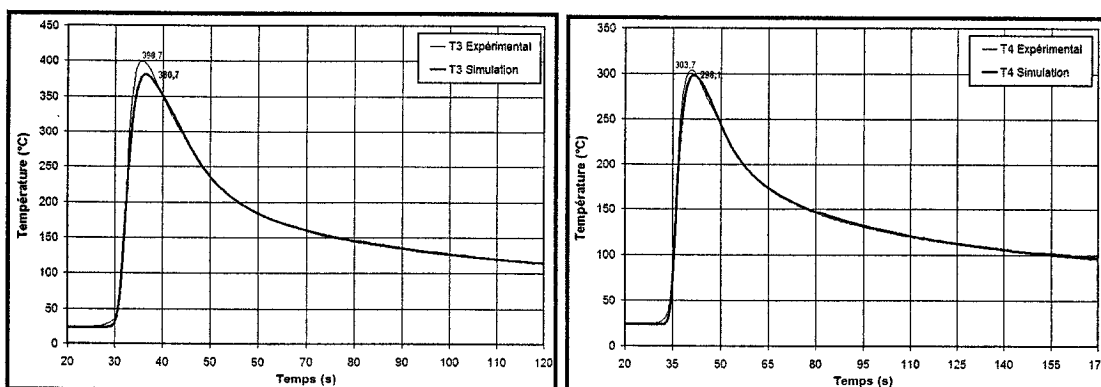


Figure 2.44 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T3 et T4 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis

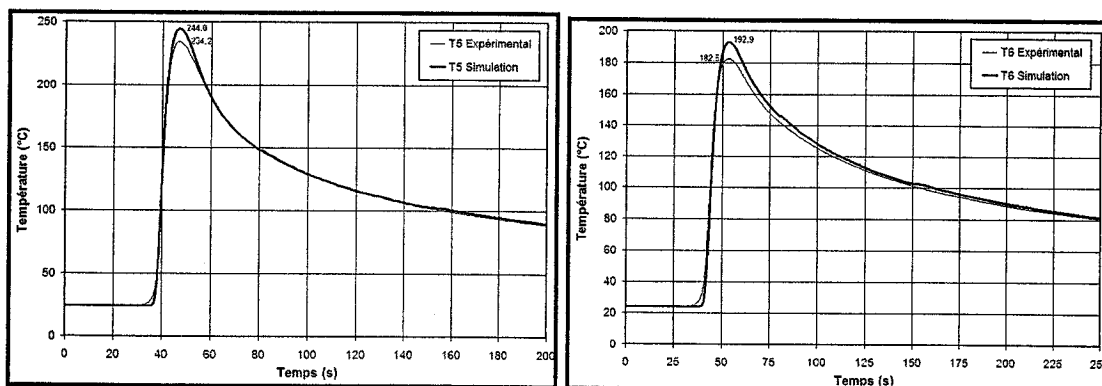


Figure 2.45 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T5 et T6 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis

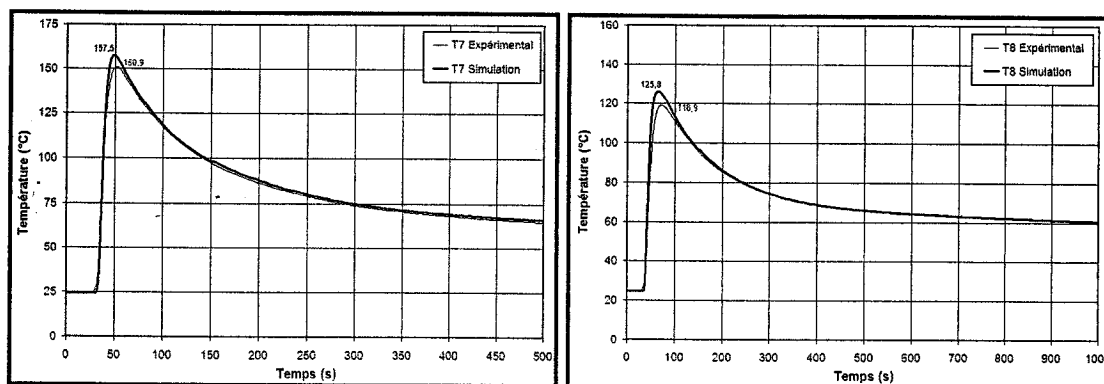


Figure 2.46 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T7 et T8 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis

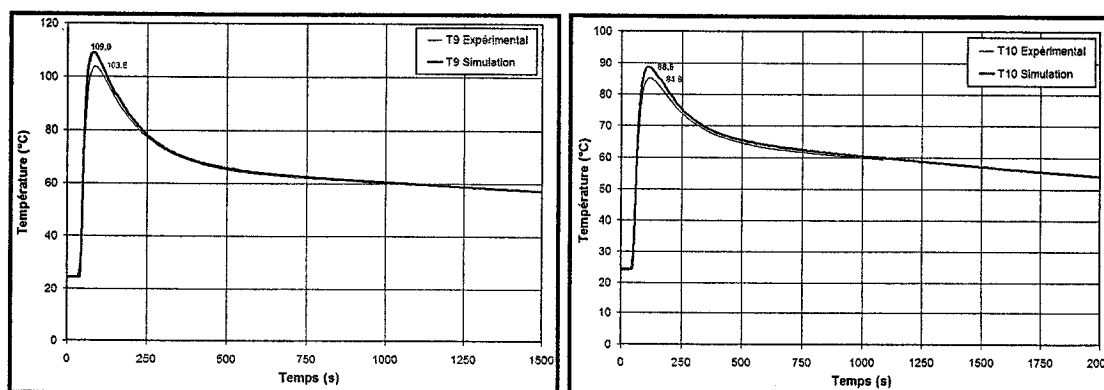


Figure 2.47 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T9 et T10 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis

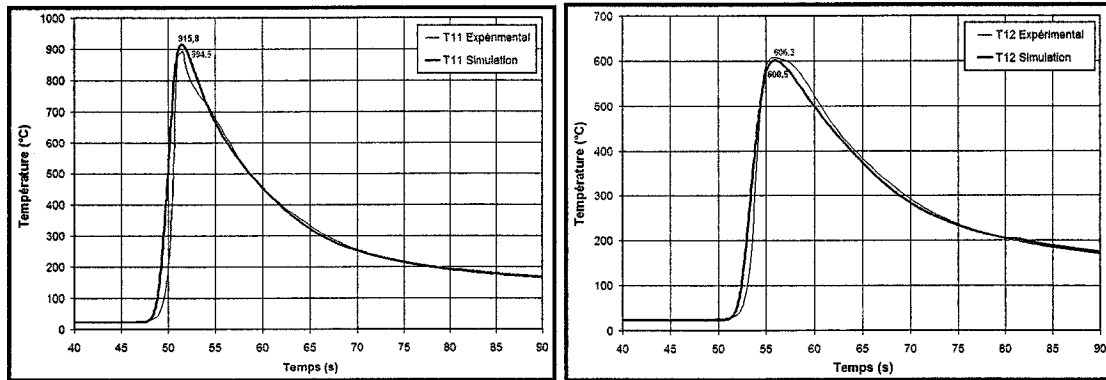


Figure 2.48 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T11 et T12 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis

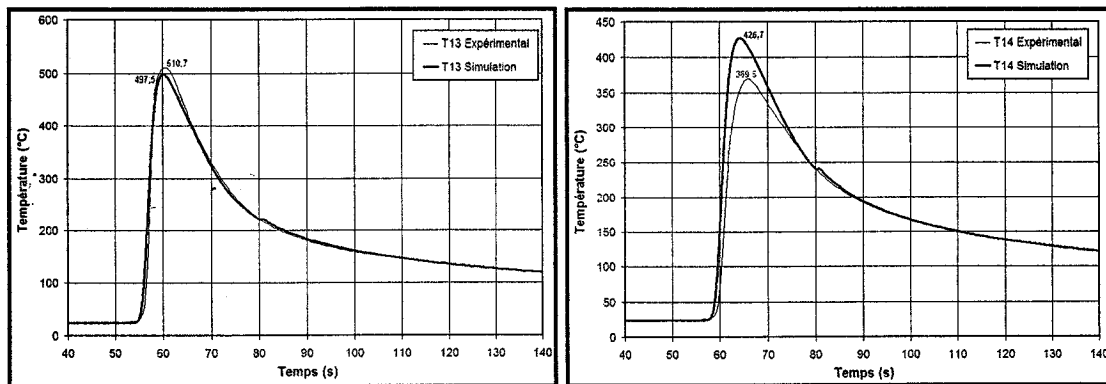


Figure 2.49 : Comparaison entre les historiques thermiques mesurés par les thermocouples T13 et T14 et ceux obtenus à l'aide de la simulation par éléments finis

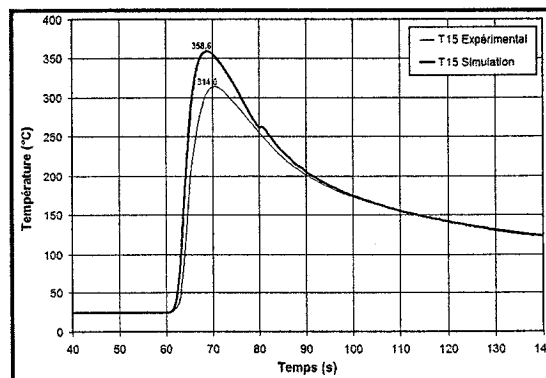


Figure 2.50 : Comparaison entre l'historique thermique mesuré par le thermocouple T15 et celui obtenu à l'aide d de la simulation par éléments finis

L'analyse de l'ensemble des résultats expérimentaux et de ceux obtenus par éléments finis démontre que le modèle d'éléments finis peut correctement représenter le champ de température associé au procédé de soudage GMAW. À chaque emplacement de thermocouple, le temps auquel la valeur maximale de la température est atteinte est le même pour la simulation et pour l'essai expérimental. De plus, il y a une très bonne correspondance entre les valeurs maximales des températures mesurées à l'aide des thermocouples et celles obtenues à l'aide de la simulation. Les différences entre les valeurs maximales mesurées par les différents thermocouples et celles calculées sont présentées dans le Tableau 2.5.

Tableau 2.5 : Différence entre les valeurs de la température maximale mesurées par les différents thermocouples et celles calculées par éléments finis pour le soudage d'une plaque d'acier ASTM A516 par GMAW

	Température maximale atteinte			
	Mesure	Simulation 2 Ellipsoïdes	Différence Absolue	Écart
Thermocouples	°C	°C	°C	(%)
T1	823,0	830,5	7,5	0,9
T2	644,4	531,4	113,0	17,5
T3	398,7	380,7	18,0	4,5
T4	303,7	298,1	5,6	1,8
T5	234,2	244,0	9,8	4,2
T6	182,5	192,9	10,4	5,7
T7	150,9	157,5	6,6	4,4
T8	118,9	126,8	7,9	6,6
T9	103,6	109,0	5,4	5,2
T10	84,8	88,6	3,8	4,5
T11	894,5	915,8	21,3	2,4
T12	606,3	600,6	5,7	0,9
T13	510,7	497,5	13,2	2,6
T14	369,5	426,7	57,2	15,5
T15	314,0	358,6	44,6	14,2
				MOY : 6,1

L'écart moyen sur la valeur maximale de la température est de 6,1 %. C'est un écart raisonnable pour la simulation d'un problème de choc thermique, pour lequel les niveaux de température atteints sont élevés. Il s'agit d'une première indication que l'énergie transmise à la pièce par l'arc lors de la simulation est représentative de la réalité.

Une exception est la température à l'emplacement de T2, dont la valeur maximale mesurée dépasse celle obtenue par la modélisation de 113 °C (17,5 %). Plusieurs facteurs peuvent expliquer la différence entre les valeurs expérimentales et les valeurs calculées. Selon le modèle thermique, un décalage de positionnement du thermocouple T2 de 0,5 mm peut entraîner une différence de plus de 50 °C sur la température maximale atteinte. Cela pourrait expliquer, en partie, l'écart plus grand pour ce thermocouple en particulier. De plus, les thermocouples étant soudés à l'intérieur de la plaque, il est très difficile d'évaluer avec précision la profondeur effective de la jonction. Il est possible que la jonction ne soit pas exactement à l'extrémité de sa cavité.

Aussi, l'utilisation de certaines hypothèses dans la modélisation peut influencer la précision de la simulation. Notamment, la configuration du bain liquide, de même que la façon dont elle est conditionnée par les tensions de surface, les mouvements convectifs et le déplacement de l'arc, est un facteur qui n'est pas pris en compte dans notre modélisation (voir Chapitre 1).

Par contre, au cours du refroidissement de la plaque, la différence entre les valeurs de la température mesurées et celles calculées est de moins de 2 °C pour tous les thermocouples. Cela indique que les coefficients d'émissivité et de convection choisis permettent de modéliser fidèlement la réalité.

Les résultats présentés au Tableau 2.6 permettent de comparer la performance du modèle actuel, utilisant deux ellipsoïdes de Goldak pour modéliser la source de chaleur, à celle d'un modèle plus simple utilisant un seul ellipsoïde. Les deux modèles sont

ajustés afin d'introduire dans la pièce la même quantité d'énergie et les paramètres d'étalement des ellipsoïdes sont choisis de manière à bien représenter les dimensions du bain de fusion.

Tableau 2.6 : Différence entre les valeurs de la température maximale mesurées par les différents thermocouples et celles calculées en utilisant un ou deux ellipsoïdes de Goldak

Thermocouples	Température maximale mesurée °C	Écart avec la simulation	
		2 Ellipsoïdes %	1 Ellipsoïde %
T1	823,0	0,9	7,1
T2	644,4	17,5	15,1
T3	398,7	4,5	3,1
T4	303,7	1,8	1,0
T5	234,2	4,2	4,8
T6	182,5	5,7	6,1
T7	150,9	4,4	4,6
T8	118,9	6,6	6,0
T9	103,6	5,2	5,3
T10	84,8	4,5	4,5
T11	894,5	2,4	9,1
T12	606,3	0,9	5,2
T13	510,7	2,6	5,2
T14	369,5	15,5	13,3
T15	314,0	14,2	12,8
		MOY : 6,1	MOY : 6,9

Les résultats montrent que l'utilisation de deux ellipsoïdes permet une meilleure correspondance entre la simulation et les résultats expérimentaux. Plus précisément, l'utilisation de deux ellipsoïdes permet de mieux modéliser les thermocouples situés directement sous le passage de l'arc, en introduisant de l'énergie dans la pièce à l'endroit où l'arc creuse le métal.

En résumé, la simulation par éléments finis permet de prédire de façon réaliste l'historique thermique des différents thermocouples lors du soudage. Toutefois, aucun thermocouple ne mesure la température dans le bain de fusion ou dans la zone affectée thermiquement, car le thermocouple «harpon» sature à 1320°C. Afin de vérifier la qualité de la simulation thermique dans ces zones, la configuration du bain de fusion obtenue par la modélisation a été comparée à celle qui a été mesurée. Le profil expérimental du bain de fusion est obtenu par découpe de la plaque en son centre.

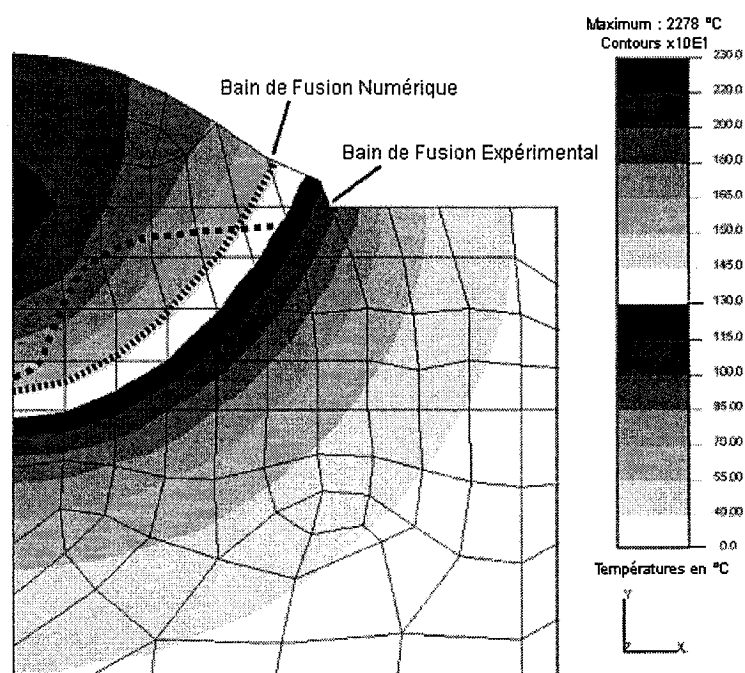


Figure 2.51 : Valeurs expérimentales et valeurs calculées de la taille du bain de fusion et de la zone affectée thermiquement pour une plaque en acier ASTM A516 soudée par le procédé GMAW

Il est à noter que la Figure 2.51 ne représente pas la température d'une section de la plaque en un temps précis. Il s'agit en fait de la mémorisation, pour chaque nœud de cette section, de la température maximale atteinte au cours du soudage. D'ailleurs, cette distribution de la température maximale atteinte dans le plan x-y est la même, peu

importe la position longitudinale, excepté près des deux extrémités longitudinales de la plaque.

On remarque que la taille du bain de fusion mesurée est semblable à celle prévue par la simulation. Cependant, le bain de fusion réel est profond au centre et mince sur les côtés, alors que la simulation génère un bain de fusion au profil elliptique.

La différence entre le profil du bain de fusion réel et celui prédit par le modèle provient principalement de la convection du métal fondu dans le bain de fusion. D'une part, l'arc génère des forces qui tendent à repousser le métal fondu. Au centre, le métal solide devient directement exposé à l'arc, causant un creusage excessif et une pénétration plus grande qu'anticipée (Christensen et al, 1965). D'autre part, le métal repoussé par l'arc tend à rendre le bain de fusion plus large en surface, ce qui est confirmé par l'analyse métallographique du cordon de soudure. Tous ces facteurs ne sont pas considérés dans le modèle, ce qui nous empêche de prédire une géométrie complexe de la zone de fusion. Malgré tout, le modèle réussit à prédire la taille du bain de fusion avec une erreur d'environ seulement 10%. Cette limitation du programme peut tout de même expliquer certains écarts entre les températures maximales simulées et celles mesurées (voir Tableau 2.5), notamment les thermocouples T14 et T15.

Par contre, le modèle prédit correctement le refroidissement du bain de fusion, tel qu'illustré à la Figure 2.52. La courbe de température enregistrée par le thermocouple 16 de type « harpon » (décrit à la section 2.1.2) et celle prédite par le modèle d'éléments finis, coïncident à partir de 1320 °C jusqu'à la température ambiante. Il est intéressant de constater que la modélisation mène à des résultats très réalistes dans la gamme de température où la transformation de phase ferrite ↔ austénite se produit.

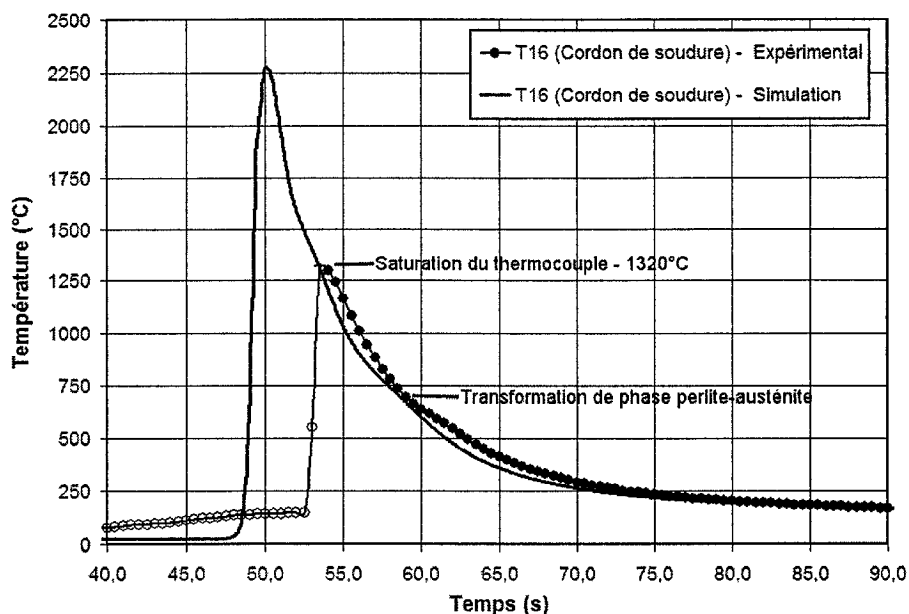


Figure 2.52 : Simulation de l'historique thermique au centre du bain de fusion

Moore et al (1986) considèrent que la température du cœur du bain peut excéder d'environ 500 °C la température du point de fusion. Une approche basée sur des hypothèses d'équilibre chimique entre le métal fondu et son environnement suggère des températures maximales entre 1700 et 2200 °C pour le soudage de l'acier (Christensen et al, 1965). Selon la simulation, la température maximale dans le bain de fusion est de 2278 °C. Cela est cohérent avec ce qui est suggéré dans la littérature, bien que légèrement trop élevé. Pour être plus précis à ces températures, le modèle devrait tenir compte de la température de vaporisation de l'acier ASTM A516.

2.5 Conclusion

Dans ce chapitre, le programme THERM permettant de modéliser par la méthode des éléments finis l'historique thermique d'un joint soudé a été présenté. L'objectif était de démontrer la capacité du programme à prendre en considération les différents aspects impliqués dans la modélisation thermique du soudage.

Tout d'abord, un essai expérimental a été réalisé pour mesurer la distribution de la température autour d'un arc de soudage dans une structure d'acier. Le montage expérimental était une plaque d'acier ASTM A516 soudé bout-à-bout et instrumentée avec des thermocouples.

Afin de modéliser avec exactitude l'historique thermique, un effort a été fourni pour utiliser dans le modèle des propriétés thermiques aussi réalistes que possible et dépendantes de la température. La conductivité et la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 ont été obtenues par recherche bibliographique. Le coefficient d'émissivité de l'acier ASTM A516 a quant à lui été mesuré expérimentalement. Enfin, un montage expérimental a été conçu afin d'évaluer le coefficient de convection naturelle moyen pour un épais bloc d'acier. La source de chaleur a été représentée dans le cadre de ces travaux selon un dérivé du modèle de Goldak, qui utilise une distribution Gaussienne de la puissance dans les trois axes à l'intérieur d'un ellipsoïde.

Le soudage de la plaque d'acier ASTM A516 a été simulé à l'aide du programme THERM. La comparaison de la solution numérique avec les résultats expérimentaux a démontré que le modèle utilisé pouvait correctement représenter thermiquement le phénomène du soudage. Les 15 thermocouples étudiés étaient situés entre 5 et 40 mm du centre du joint soudé. Pour chaque thermocouple, la température maximale a été atteinte lors de la simulation sensiblement au même moment que lors de l'essai expérimental. Les températures maximales mesurées par tous les thermocouples étaient différentes en moyenne de seulement 6,1 % par rapport à celles obtenues lors de la simulation numérique, pour des valeurs maximales mesurées entre 85 °C et 895 °C. Il s'agit d'un

écart très faible pour la simulation d'un problème de transfert de chaleur en régime transitoire aussi complexe que le soudage.

Afin de vérifier la qualité de la simulation thermique dans la région près du joint soudé, la configuration du bain de fusion obtenue par la modélisation a été comparée à celle mesurée. Les résultats ont indiqué que la taille du bain de fusion mesurée expérimentalement était semblable à celle prévue par la simulation. Cependant, le bain de fusion réel était profond au centre et mince sur les côtés, alors que la simulation générait un bain de fusion au profil elliptique. La différence entre le bain de fusion réel et le modèle est imputable aux forces exercées par l'arc sur le métal fondu, qui ne sont pas prises en compte dans le modèle actuel.

La modélisation de l'historique thermique associé à une passe de soudage est indispensable pour la prédiction des distorsions et des contraintes résiduelles. À cet effet, le prochain chapitre introduit un programme développé dans le but de modéliser le comportement élasto-plastique d'un joint soudé à partir de son historique thermique.

Chapitre 3

Simulation élasto-plastique du soudage et prédiction des contraintes résiduelles

Au cours du soudage, l'énergie transmise à la pièce par l'arc n'entraîne pas seulement la fusion du métal, mais aussi la création de distorsions et l'introduction de contraintes résiduelles. En raison du grand nombre de phénomènes impliqués, il est très difficile de prédire la distribution et l'intensité des contraintes résiduelles. Historiquement, plusieurs règles empiriques ont été proposées pour évaluer approximativement cette distribution. Cette approche a conduit à l'utilisation de critères de conception très conservateurs et pénalisants.

L'objectif du présent projet est de développer des outils qui serviront à modéliser les champs de déformations et de contraintes résiduelles induites par le procédé de soudage et à mieux comprendre les phénomènes qui sont associés à ce procédé. Une version antérieure du programme d'éléments finis MEP (développé par les chercheurs de l'IREQ), qui permet de calculer les champs bidimensionnels (2D) de contraintes associées à un chargement mécanique a été généralisée dans le cadre de ce projet pour l'analyse des cas tridimensionnels (3D). De plus, l'approche itérative de Zienkiewicz a été adaptée dans le programme afin de pouvoir modéliser le comportement élasto-plastique de l'acier ASTM A516 à différentes températures. Enfin, cette nouvelle version 3D a été modifiée pour prendre en compte l'effet d'un chargement thermique. Il a été nécessaire d'introduire un algorithme qui permet de calculer les champs de contraintes et déformations en tenant compte du changement des propriétés mécaniques du matériau sous l'effet de la température. Dans ce chapitre, les développements réalisés sont présentés et différents cas de chargement sont effectués, incluant une passe de soudage.

Une première validation des différents algorithmes implantés dans le programme MEP a été réalisée en modélisant quatre cas de chargement dont la solution analytique

est connue. Ces cas de chargement ont été choisis en fonction de la similitude qu'ils représentent par rapport à la modélisation du comportement élasto-plastique d'un joint soudé.

La capacité du programme à modéliser le comportement d'une structure dans le domaine élasto-plastique, lors d'un chargement thermique, a été initialement vérifiée à l'aide des résultats obtenus pour une plaque mince d'acier ASTM A516 chauffée localement. La convergence du modèle en fonction du maillage et du nombre d'incrément de température a été analysée. Ensuite, le modèle a été appliqué pour calculer la distribution des contraintes résiduelles résultant du soudage d'une plaque d'acier ASTM A516 par le procédé GMAW.

Finalement, les limites actuelles du programme MEP sont présentées et des améliorations sont proposées.

3.1 Caractéristiques principales du programme MEP pour la modélisation élasto-plastique du soudage

Comme il a été vu au chapitre précédent, le programme THERM a été utilisé dans le cadre de ce projet afin de simuler avec exactitude l'historique thermique d'un joint soudé. Conséquemment, des modifications ont été apportées au programme MEP afin de modéliser le comportement élasto-plastique d'un joint soudé, à partir des résultats de la simulation de l'historique thermique obtenus à l'aide du programme THERM. Cette section présente les principales fonctionnalités qui caractérisent le programme MEP. Ces différentes fonctionnalités ont été programmées dans le cadre de ce projet; les différentes routines ont été adaptées pour la modélisation du comportement élasto-plastique de l'acier A516 à différentes températures. Plusieurs routines ont été reconduites à partir de la version bidimensionnelle antérieure du programme MEP, mais grand nombre d'entre elles sont entièrement nouvelles.

3.1.1 Modélisation dans le domaine élasto-plastique

Dans une grande partie des travaux d'ingénierie portant sur l'analyse des contraintes, les calculs sont effectués en considérant que le matériau demeure dans le domaine élastique linéaire et que les champs de contraintes induites sont indépendants de l'historique de chargement. Dans le cas du soudage, la relation entre le chargement et les contraintes qui en résultent est fortement non-linéaire; cette relation dépend de la température, de l'état des contraintes et de l'historique de chargement.

L'approche utilisée dans le cadre de ce projet pour modéliser le comportement non-linéaire du matériau et pour représenter fidèlement la relation entre les contraintes et les déformations est celle originalement proposée par Zienkiewicz (1969). Il s'agit de la méthode itérative par « contrainte initiale » décrite à la section 1.3.2.

Dans l'algorithme global, la distribution des contraintes à balancer aux divers points de Gauss des éléments est extrapolée aux noeuds et une nouvelle distribution de forces nodales est obtenue. Par contre, pour une itération donnée, la discrétisation du problème par la méthode des éléments finis suit les mêmes règles que celles qui sont utilisées pour traiter les problèmes en élasticité linéaire.

Pour appliquer la méthode décrite ci-dessus, il est nécessaire de connaître la limite réelle d'élasticité σ_Y , le module de Young E et le paramètre de consolidation A (sa définition a été présentée à la section 1.3.5). La variation de ces propriétés en fonction de la température doit également être connue.

Au début de chaque incrément de chargement, le maillage est renouvelé en fonction des déplacements nodaux calculés à l'incrément précédent. Un nouveau maillage est donc généré et celui-ci est utilisé pour réévaluer la rigidité de la structure. De cette façon, l'hypothèse des petits déplacements n'est valide qu'à l'intérieur d'un incrément de chargement.

Les efforts thermiques au cours du soudage sont évalués en calculant la déformation thermique libre pour chaque état de température. À cette déformation thermique libre, sont associées des forces nodales à imposer au modèle selon l'équation 1.29 de la section 1.3.1.

3.1.2 Redistribution des contraintes en fonction de la température

Lorsqu'une pièce déjà sous chargement est soumise à une variation de température, il se produit une redistribution des contraintes qui dépend de l'influence de la température sur la relation contrainte-déformation. Pour tenir compte de ce phénomène qui survient au cours du soudage, un nouvel algorithme a été développé.

Le principe de base est illustré à la Figure 3.1, qui montre deux courbes de traction d'un même matériau, obtenues à deux températures différentes T_1 et T_2 .

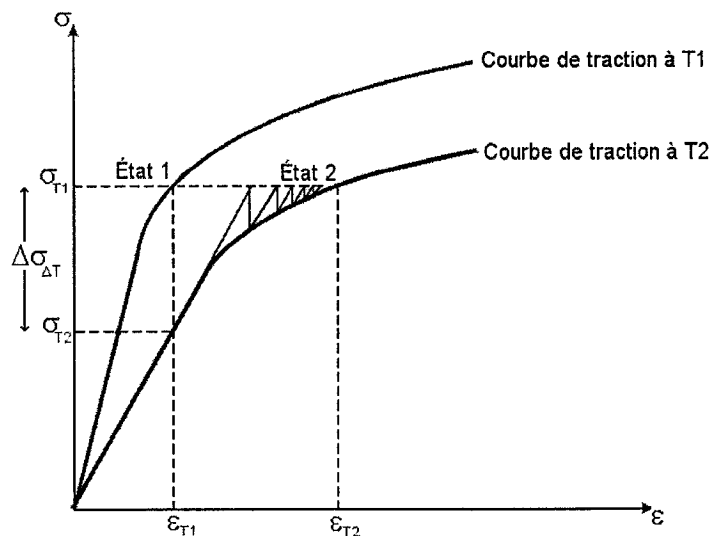


Figure 3.1 : Illustration schématique de la redistribution de la contrainte, suite à un changement de température de T_1 à T_2

Lorsqu'un état de contrainte σ_{T1} et de déformation ε_{T1} est présent à la température $T1$ et que la température de la pièce augmente de $T1$ à $T2$, un nouvel état de contrainte-déformation que le matériau peut supporter doit être évalué, tout en respectant les conditions d'équilibre avec le chargement externe.

La première étape consiste à déterminer la valeur de σ_{T2} qui correspond à la déformation ε_{T1} pour le matériau à la nouvelle température $T2$. Puisque cette valeur de la contrainte ne satisfait pas les conditions d'équilibre, il faut donc rééquilibrer l'écart entre σ_{T1} et σ_{T2} , qui est égal à $\Delta\sigma_{\Delta T}$. Cet écart de contrainte $\Delta\sigma_{\Delta T}$ est imposé au matériau à la nouvelle température $T2$ et à l'aide de la méthode de la contrainte initiale de Zienkiewicz, un nouvel état de contrainte-déformation, $\sigma_{T1-\varepsilon_{T2}}$, est calculé. Globalement, l'équilibre avec le chargement externe est maintenu, mais la réaction de la structure est modifiée en fonction du comportement du matériau à la nouvelle température.

3.2 Validation des différentes fonctionnalités du programme MEP

Avant de modéliser le comportement élasto-plastique du matériau au cours d'une passe de soudage, il est impératif de tester les différentes fonctionnalités qui ont été ajoutées au programme MEP. Plusieurs validations ont été effectuées pour évaluer la capacité du programme à reproduire fidèlement les champs de contraintes pour des cas de chargement simples, pour lesquels une solution analytique est connue. Ces cas ont été choisis car ils représentent des phénomènes qui se produisent lors du soudage. Ce sont :

- un essai de traction uniaxiale ;
- un chargement avec une variation de la température;
- une expansion thermique avec restriction géométrique;
- un essai de flexion dans le domaine élasto-plastique.

Sans ces quatre cas tests, il serait beaucoup plus difficile d'évaluer le comportement du programme pour modéliser le soudage, étant donné la complexité du phénomène.

Quelques résultats des analyses se rapportant à ces quatre cas sont brièvement présentés ici. Cependant, toutes les informations sont données en détails à l'Annexe A.

3.2.1 Modélisation d'un essai de traction uniaxiale

Pour le premier test, le programme MEP a été utilisé pour reproduire le comportement de l'acier ASTM A516 lors d'un essai de traction uniaxiale. Une telle validation peut sembler simple, mais elle permet d'évaluer plusieurs fonctions du programme, comme la construction des matrices de rigidité élastique et élasto-plastique. Elle permet notamment d'évaluer la stabilité et la précision de l'algorithme basé sur la méthode de Zienkiewicz, mais aussi de vérifier l'exactitude des propriétés mécaniques de l'acier ASTM A516 introduites dans le programme.

La Figure 3.2 illustre la convergence de l'algorithme de Zienkiewicz en fonction du nombre d'incrément de force utilisés pour un essai de traction avec plastification importante. Les performances de l'algorithme de Zienkiewicz (matrice de rigidité élastique initiale à la simulation) sont aussi comparées à celles de deux autres méthodes itératives, soit la méthode de Newton-Raphson (matrice de rigidité tangente) et la méthode de Newton-Raphson modifiée (matrice de rigidité élastique initiale à l'incrément).

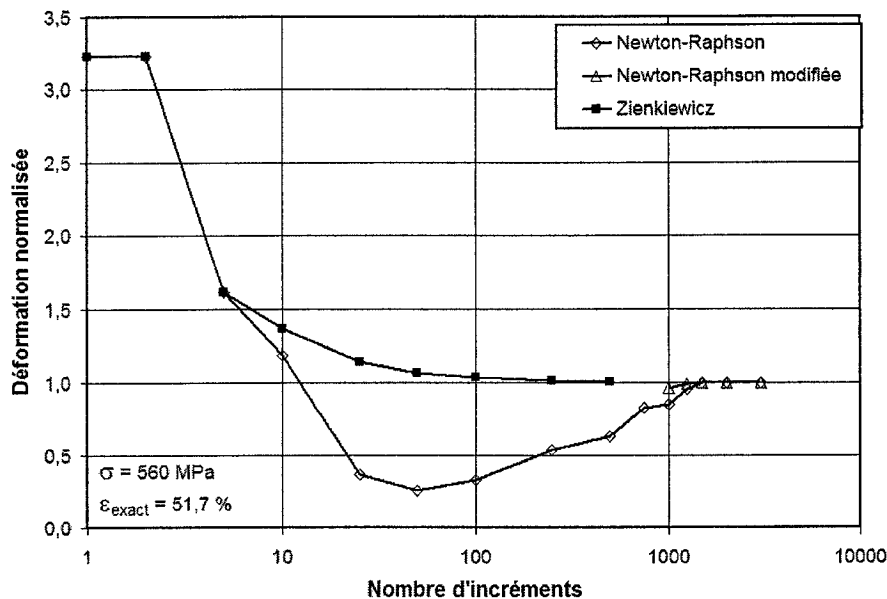


Figure 3.2 : Analyse de la convergence du programme en fonction du nombre d'incrément de force utilisés pour un essai de traction uniaxiale avec plastification importante

Les résultats indiquent que pour un essai de traction avec plastification importante, l'algorithme de Zienkiewicz est celui qui nécessite le moins d'incrément de force pour converger.

La comparaison entre la courbe de traction de l'acier ASTM A516 à 20 °C et les résultats numériques indique que 100 incrément sont nécessaires par la méthode de Zienkiewicz pour obtenir une erreur relative inférieure à 0,05 de la déformation normalisée $\varepsilon/\varepsilon_{\text{ref}}$. Par contre, l'erreur sur la contrainte est pratiquement négligeable et ce peu importe le nombre d'incrément de force utilisé. Cette analyse permet d'anticiper le nombre d'incrément de force qui seront nécessaires pour modéliser correctement l'évolution des efforts au cours du soudage. Ainsi, il est possible d'anticiper que 100 états de température devraient être suffisants pour la modélisation élasto-plastique de la montée en température au cours du soudage de l'acier ASTM A516.

3.2.2 Modélisation d'un chargement avec une variation de la température

Puisque le procédé du soudage est caractérisé par d'importantes variations de température dans la pièce soudée, il est primordial d'évaluer le comportement du programme pour une situation similaire. Dans le programme, un changement de température n'entraîne pas seulement une variation des propriétés du matériau, mais aussi une redistribution des contraintes et des déformations. Cette redistribution est effectuée en calculant un champ de contraintes à balancer par la méthode de Zienkiewicz pour rétablir l'équilibre.

La Figure 3.3 montre la simulation d'un essai de traction uniaxiale à 20 °C, suivi d'un chauffage uniforme à 400 °C (à charge constante) et d'un retrait de la charge..

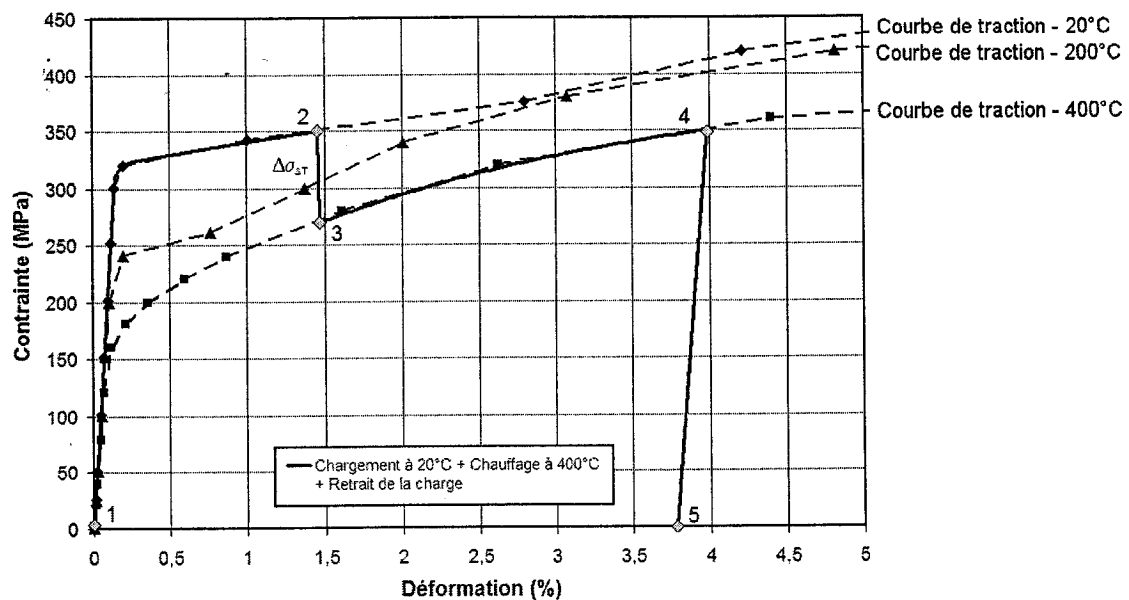


Figure 3.3 : Simulation d'un essai de traction uniaxiale à 20 °C, suivi d'un chauffage uniforme à 400 °C et d'un retrait de la charge

Pour éviter une erreur significative sur la modélisation du comportement de l'acier ASTM A516, le cas test de chargement avec variation de température indique qu'en plus de discrétiser l'essai de traction en un nombre suffisant d'incréments, il est important de

diviser les contraintes à balancer $\Delta\sigma_{\Delta T}$ en plusieurs incréments. Si 100 états de températures sont utilisés pour représenter le chauffage, les tests indiquent que les contraintes à balancer devront être divisées en au moins 2 incréments.

3.2.3 Modélisation d'une expansion thermique avec restriction géométrique

Le cas test de l'expansion thermique avec restriction géométrique permet quant à lui de démontrer la capacité du programme à modéliser les contraintes issues de l'expansion thermique d'une structure, autant pour un matériau élastique qu'élasto-plastique. Cette validation permet de vérifier l'algorithme par lequel l'expansion thermique du matériau est imposée à la structure par des forces nodales, selon les équations 1.29 et 1.30 à la section 1.3.1. Tel qu'anticipé, les résultats indiquent que la variation de la température peut engendrer des contraintes dans le matériau qui avoisinent la limite d'écoulement, mais qu'au fur et à mesure que la température augmente, le matériau devient de plus en plus ductile et n'est pas en mesure de supporter des contraintes importantes. L'analyse est détaillée à l'Annexe A.

3.2.4 Modélisation d'un essai de flexion dans le domaine élasto-plastique

Avant de modéliser le comportement élasto-plastique d'un joint soudé, une dernière validation du programme s'est imposée, soit la modélisation d'un essai de flexion avec plastification du matériau. Cette validation a permis de vérifier la capacité du programme à représenter un chargement entraînant des gradients de contraintes importants et une plastification localisée. Les résultats ont démontré que le programme peut correctement modéliser la plastification de n'importe quel matériau, qu'il soit élastique – parfaitement plastique ou avec consolidation comme l'acier ASTM A516. Dans les deux cas, les résultats indiquent qu'une erreur numérique importante sur les

contraintes et la taille de la zone plastifiée peut être générée si le nombre d'éléments est insuffisant dans les régions avec un gradient de contrainte élevé. L'analyse est détaillée à l'Annexe A.

Les différents algorithmes du programme ont donc été validés en comparant les résultats numériques à des solutions analytiques connues. Par contre, aucune de ces validations ne démontre la capacité du programme à reproduire le comportement élasto-plastique d'un joint soudé.

Le principe fondamental du programme MEP est d'utiliser différents états de température pour introduire des efforts et une plastification locale du matériau. Ainsi, avant de modéliser le soudage, le comportement du programme est analysé dans ce chapitre par la modélisation d'une plaque mince chauffée localement.

3.3 Modélisation élasto-plastique d'une plaque mince chauffée localement

Les développements apportés au programme MEP permettent de modéliser le procédé de soudage en utilisant comme données d'entrée des états de température qui induisent des déformations plastiques et des contraintes résiduelles dans la pièce étudiée. Cependant, dans les premières phases de développement, un modèle plus simple que le procédé de soudage a été utilisé pour étudier les différents aspects du programme décrits à la section 3.1. Ce modèle a permis de caractériser la capacité du programme à représenter la non-linéarité associée à des gradients thermiques importants dans une structure d'acier.

Le modèle retenu est celui d'une plaque mince chauffée localement. Il représente une plaque dans le plan x-y dont l'épaisseur selon la direction z est faible. Cette configuration a été choisie parce que les capacités de calcul disponibles lors de la réalisation de ce projet n'ont pas permis de développer un modèle en 3D complet.

Le modèle choisi permet d'étudier un comportement mécanique pratiquement identique à celui observé lors du soudage. Dans le cas du chauffage local de la plaque mince, la température maximale dans la pièce est plus faible que lors du soudage et n'atteint jamais le point de fusion du matériau. Néanmoins, la chaleur générée est suffisante pour introduire une plastification locale du matériau et engendrer des contraintes résiduelles importantes.

3.3.1 Description du modèle

La Figure 3.4 illustre le modèle utilisé pour représenter la plaque mince chauffée localement (plan x-y). La source de chaleur est représentée par un ellipsoïde de Goldak, dont la localisation est indiquée sur la figure.

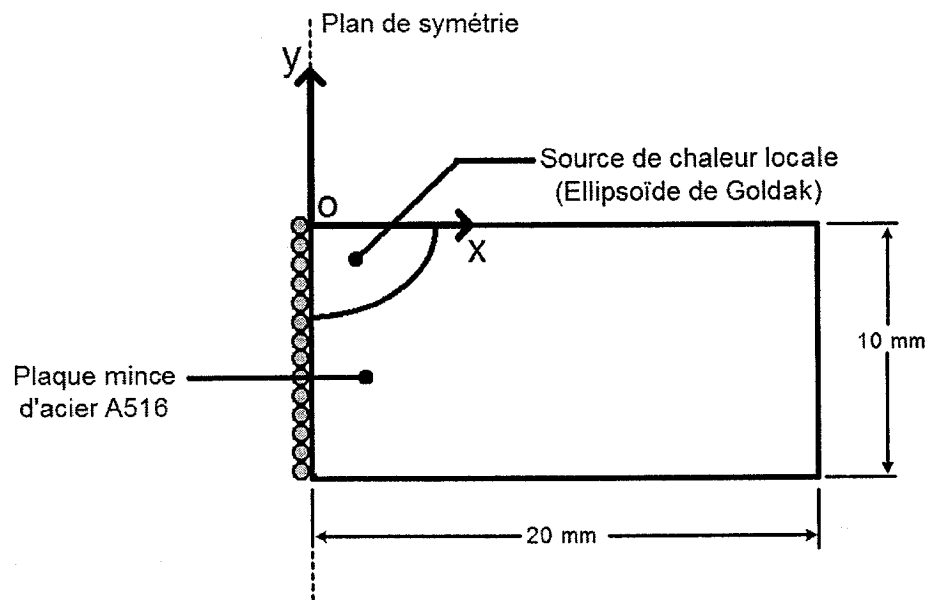


Figure 3.4 : Modèle pour le calcul de l'historique thermique et de l'évolution des contraintes dans une plaque mince chauffée localement

La plaque, dont les dimensions sont de 40 mm x 10 mm x 0,1 mm d'épaisseur, est en acier à bas carbone ASTM A516 (il s'agit du même acier que celui utilisé pour mesurer l'historique thermique au cours du soudage, à la section 2.1). Par symétrie, seulement la moitié de la pièce est modélisée, autant pour le calcul du champ de température (modèle thermique) que pour celui des contraintes (modèle élasto-plastique). Il s'agit d'une pièce particulièrement petite, mais l'objectif de cette analyse est uniquement de générer des contraintes résiduelles à partir d'un gradient thermique. La taille de la pièce est suffisante pour générer des gradients thermiques importants.

La source de chaleur, d'une puissance de 10 000 W, est immobile et est appliquée pendant une durée de 0,1 s seulement. Les différents paramètres de l'ellipsoïde de Goldak sont présentés à l'Annexe B.

La période de chauffage est discrétisée en incréments de temps de 0,001 s, soit 100 incréments au total pour discrétiser la montée en température. Puisque la variation de la température est beaucoup plus grande au cours du chauffage initial qu'au cours du refroidissement, un incrément de temps plus petit est nécessaire pour obtenir la convergence des calculs lors du chauffage. Au refroidissement, les incréments de temps varient de 0,025 s à 1 s, pour un total de 350 incréments.

Pour évacuer toute cette chaleur de la pièce, un coefficient de convection de 1000 W/m^2 est imposé sur les trois surfaces libres situées dans le plan x-y (supérieure, inférieure et latérale à droite), ce qui correspond à une trempe à l'eau.

La puissance de la source de chaleur est légèrement supérieure à celle du procédé de soudage étudié au Chapitre 2, mais son application est de plus courte durée. Le gradient thermique introduit dans la pièce est similaire à celui qui existe autour du bain de fusion d'un joint soudé par le procédé GMAW.

3.3.2 Maillage du modèle et conditions aux frontières

Pour représenter le phénomène décrit précédemment, un maillage unique est utilisé pour la modélisation thermique et la modélisation élasto-plastique, comme le montre la Figure 3.5.

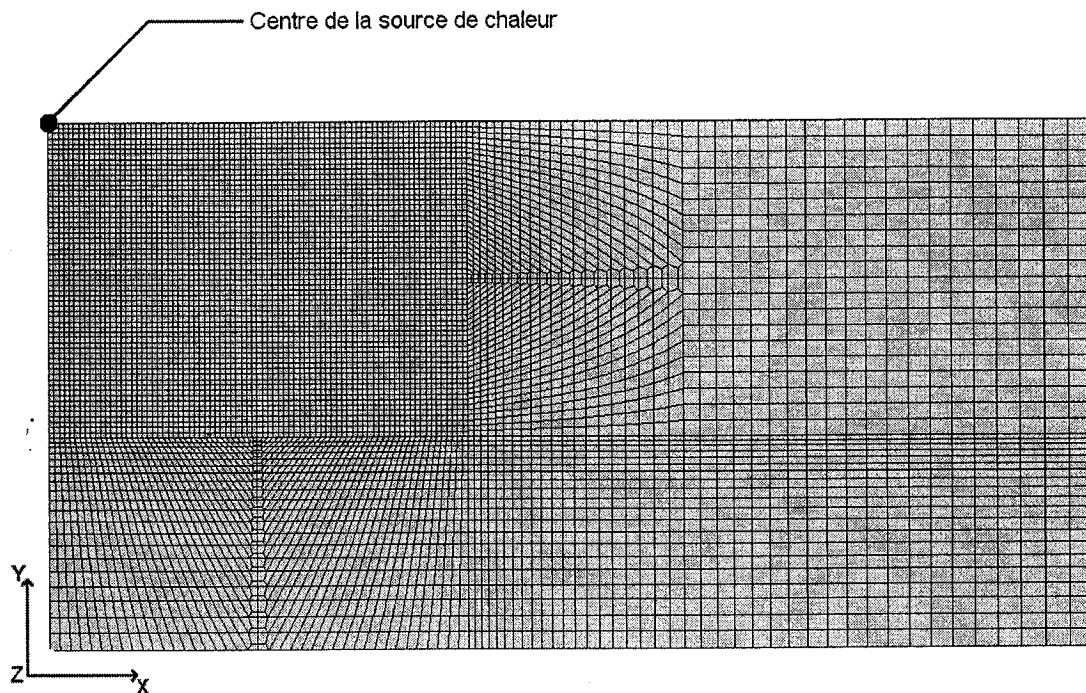


Figure 3.5 : Maillage de la plaque mince chauffée localement

Pour le modèle thermique, le plan de symétrie correspond à une surface isolée thermiquement. Pour le modèle élasto-plastique, ce plan de symétrie impose que le déplacement des noeuds selon la direction x soit nul. Le maillage consiste en 8120 éléments 3D linéaires à 8 noeuds, pour 16562 noeuds au total. La taille minimale des éléments dans le plan x - y est de 0,1 mm x 0,1 mm, près de la zone de la source de chaleur. L'épaisseur de la plaque est discrétisée par un seul élément.

Les contraintes sont extrapolées aux noeuds à partir des contraintes calculées aux points de Gauss.

3.3.3 Propriétés physiques et mécaniques de l'acier ASTM A516

Dans la modélisation du soudage par la méthode des éléments finis, les propriétés des matériaux, qui servent de paramètres d'entrée au programme, ont une influence déterminante sur les résultats (Tekriwal et Mazumder, 1991). En particulier, toute erreur dans l'évaluation de la limite réelle d'élasticité σ_Y ou du coefficient de dilatation thermique du matériau α aura des répercussions importantes sur les valeurs des déformations et des contraintes. Il est donc primordial de consacrer beaucoup d'efforts à l'évaluation des propriétés physiques et mécaniques du matériau. La tâche est d'autant plus complexe qu'il faut tenir compte de l'influence de la température, de la présence du fluage et des modifications de la microstructure.

À chaque pas de calcul, les propriétés mécaniques de l'acier ASTM-A516 sont réévaluées en fonction de la température aux points de Gauss des éléments. La température est elle-même évaluée aux points de Gauss par l'interpolation des différentes températures nodales à l'aide des fonctions d'interpolations des éléments.

Changements de phase

L'évolution de la microstructure affecte les propriétés mécaniques du matériau, mais engendre aussi une variation de volume. L'acier ASTM A516 étant un acier à bas carbone, le changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite qui se produit environ à 725 °C n'entraîne pas un changement aussi prononcé du volume du matériau que dans le cas de la transformation martensitique. Typiquement, la transformation de la ferrite en austénite est associée à une contraction linéaire d'approximativement 1 %. Malgré cela, ce changement de phase n'est pas négligeable et peut fortement influencer la distribution des contraintes résiduelles (Tekriwal et Mazumder, 1991). Pour le modèle élasto-plastique développé dans le cadre de ce projet, le changement de phase

ferrite $\leftrightarrow$ austénite est pris en considération en modifiant la courbe qui représente la variation du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température.

Par contre, le changement de phase solide $\leftrightarrow$ liquide qui se produit à 1480 °C n'est pas considéré dans ce modèle. À cette température, l'acier ASTM A516 ne peut supporter un niveau de contrainte significatif. Les propriétés mécaniques du matériau à une température près du point de fusion ont donc peu d'influence sur la distribution des contraintes résiduelles (Tekriwal et Mazumder, 1991).

Coefficient de dilatation thermique

Le coefficient de dilatation thermique α de l'acier ASTM A516 doit être connu avec précision, car les efforts introduits dans la pièce lors du passage de l'arc sont directement proportionnels à cette propriété.

Lorsque la valeur d'une propriété physique d'un matériau est inconnue, une approche réaliste et couramment utilisée pour l'obtenir est de se référer à des matériaux qui ont une composition chimique presque identique à celle du matériau d'intérêt. Cette méthode, appliquée au Chapitre 2 pour déterminer la valeur de la conductivité thermique et de la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516, servira également à déterminer la valeur du coefficient de dilatation thermique α .

La Figure 3.6 montre l'évolution du coefficient de dilatation thermique α en fonction de la température, pour différents aciers ayant une composition chimique similaire à celle de l'acier ASTM A516. Les courbes proviennent de mesures expérimentales publiées dans la littérature.

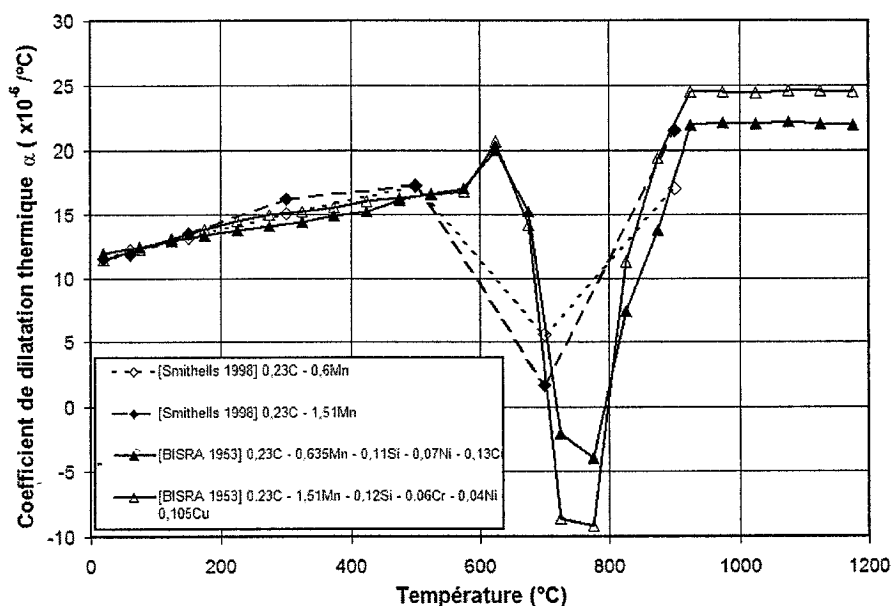


Figure 3.6 : Variation du coefficient de dilatation thermique α en fonction de la température, pour différents aciers ayant une composition chimique similaire à celle de l'acier ASTM A516

Ces courbes sont interpolées en fonction de la composition chimique afin d'obtenir une courbe pour l'acier ASTM A516. La courbe résultant de cette interpolation est présentée à la Figure 3.7.

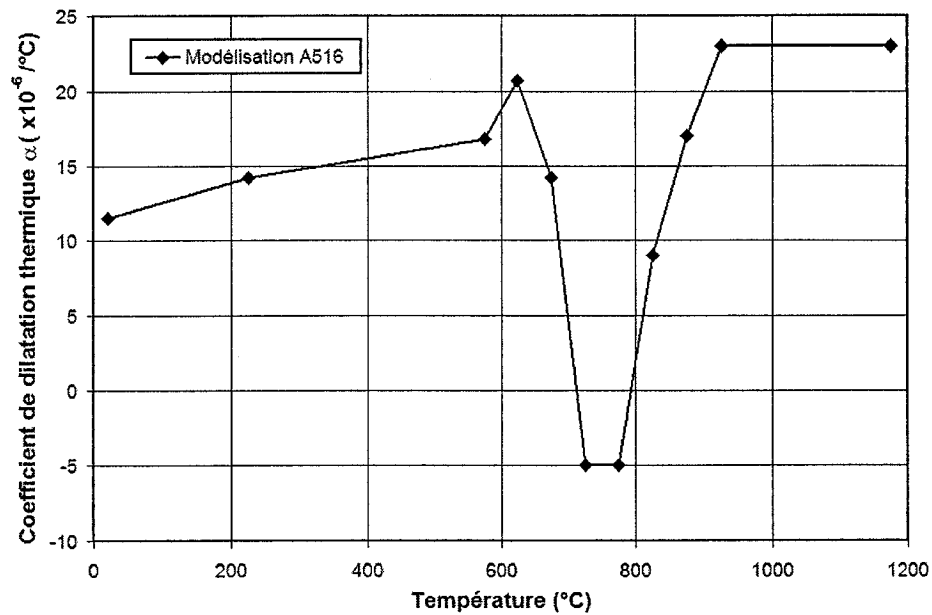


Figure 3.7 : Variation du coefficient de dilatation thermique α de l'acier ASTM A516 en fonction de la température

Le coefficient de dilatation thermique de l'acier ASTM A516 augmente progressivement avec la température jusqu'à environ 650 $^\circ\text{C}$. À partir de ce point, il diminue rapidement et devient négatif, ce qui signifie qu'une augmentation de température entre 700 $^\circ\text{C}$ et 800 $^\circ\text{C}$ entraîne une diminution du volume du matériau. Dans la réalité, le coefficient de dilatation thermique n'est jamais négatif, mais cette astuce a été utilisée pour tenir compte de la contraction volumétrique associée au changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite qui se produit à 725 $^\circ\text{C}$. Au-delà de 1200 $^\circ\text{C}$, le coefficient de dilatation thermique est maintenu constant et égal à $2,3 \times 10^{-5} / ^\circ\text{C}$ en raison du manque de données expérimentales disponibles dans la littérature.

Courbes de traction uniaxiale à différentes températures

Afin d'incorporer les valeurs qui caractérisent le mieux le comportement mécanique de l'acier ASTM A516 dans le programme MEP, les résultats d'essais de traction uniaxiale effectués sur ce matériau lors de précédents travaux (Lanteigne et al, 2004) ont été utilisés. Ces résultats ont également permis d'établir la variation de la limite d'élasticité σ_Y , du module de Young E et du paramètre de consolidation A en fonction de la température.

La Figure 3.8 montre les courbes de traction obtenues pour des déformations inférieures à 6 %, à des températures situées entre 20 et 1000 °C.

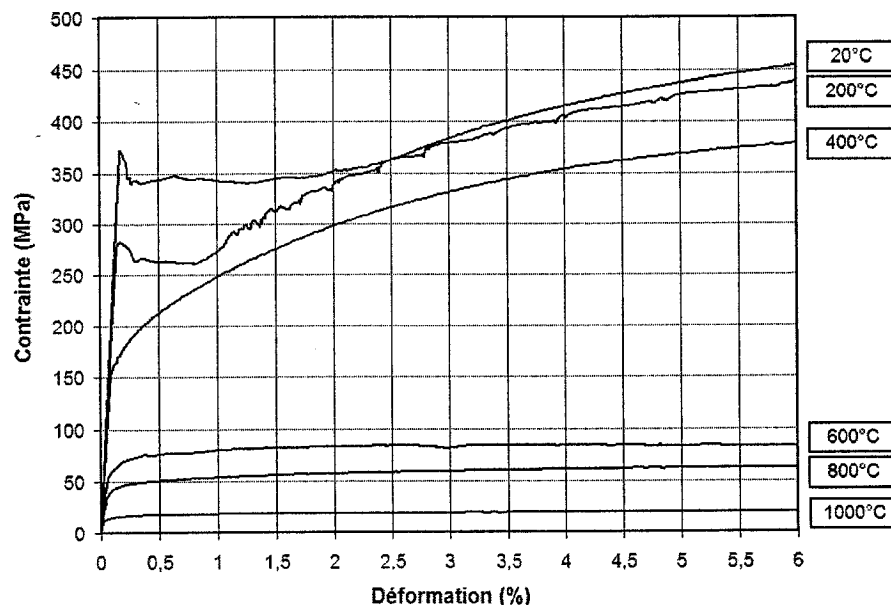


Figure 3.8 : Courbes de traction de l'acier ASTM A516 pour des températures situées entre 20 et 1000 °C (Lanteigne et al, 2004)

La Figure 3.9 montre la région de ces courbes où la déformation est inférieure à 0,5 %. Elle permet de mettre en évidence la variation du module de Young de l'acier dans la portion élastique de la courbe en fonction de la température.

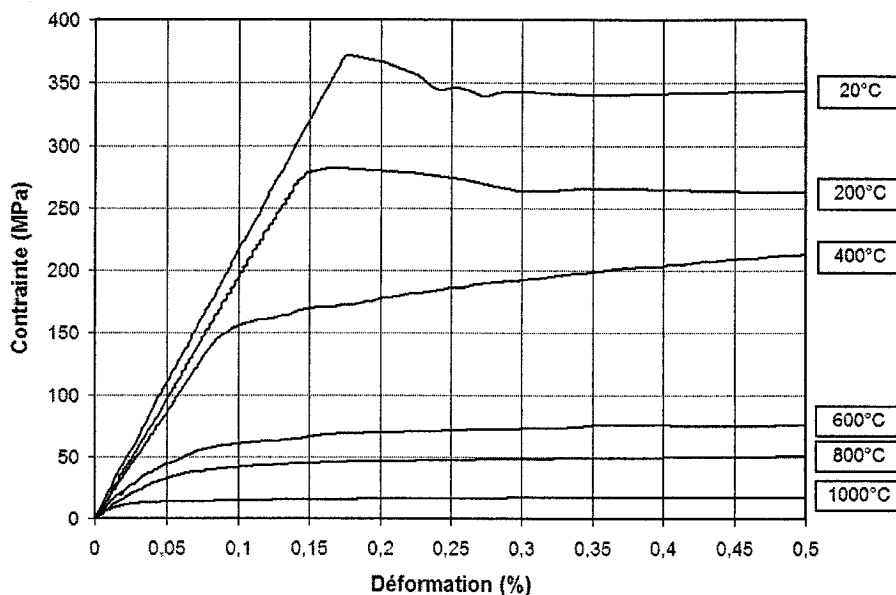


Figure 3.9 : Courbes de traction de l'acier ASTM A516 pour des déformations inférieures à 0,5%, à des températures situées entre 20 et 1000 °C (Lanteigne et al, 2004)

Tous les essais de traction ont été réalisés dans un délai relativement court, afin de minimiser l'influence du fluage sur les propriétés mécaniques de l'acier ASTM A516. Dans le cadre de cette recherche, le phénomène du fluage n'est pas considéré car au cours du soudage, les températures élevées existent seulement pour un intervalle de temps très court. Plusieurs études ont d'ailleurs démontré que le fluage influençait très peu la distribution des contraintes résiduelles issues du soudage (Tekriwal et Mazumder, 1991 ; Dong, 2000 ; Alberg et Berglund, 2003)

Afin d'améliorer la solution et de faciliter la convergence de l'algorithme itératif de Zienkiewicz, qui permet de modéliser le comportement élasto-plastique du matériau, certaines modifications ont été apportées aux courbes représentant les résultats des essais de traction. Tout d'abord, la discontinuité entre les domaines élastique et plastique (bandes de Piobert-Lüders), qui caractérise les matériaux ayant une structure cristallographique cubique centrée comme l'acier ASTM A516 à 20 °C, a été éliminée.

Dans certains cas, les courbes de traction étaient incomplètes pour des déformations supérieures à 10 % et elles ont été extrapolées à l'aide du module tangent jusqu'à une déformation de 50 % pour toute la gamme de températures. Au-delà de cette déformation, le matériau est considéré comme étant parfaitement plastique. Les courbes résultantes, appelées courbes de traction uniaxiale simplifiées, sont présentées à la Figure 3.10 pour les différentes températures considérées et des déformations inférieures à 25,0 %.

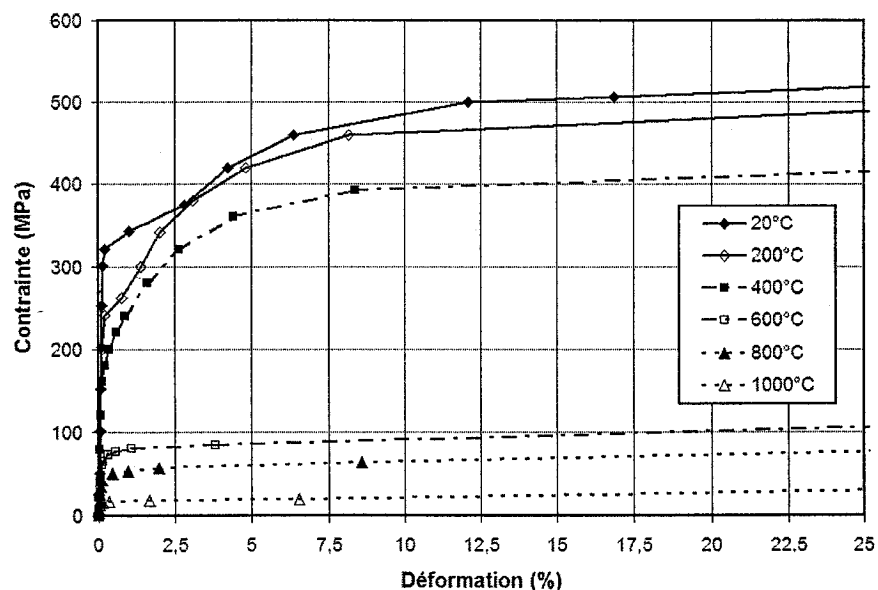


Figure 3.10 : Courbes de traction uniaxiale simplifiées pour l'acier ASTM A516 à des températures situées entre 20 et 1000 °C

Tous les points utilisés pour construire les courbes de traction simplifiées correspondent à des valeurs expérimentales. La simplification provient seulement de la diminution du nombre de points qui caractérisent les courbes de traction. Cela permet d'éliminer les discontinuités, principalement les bandes de Piobert-Lüders entre les domaines élastique et plastique à 20 °C.

À 20 °C, la contrainte ultime du matériau σ_U (ou résistance en traction) est approximativement de 550 MPa. Entre 400 et 600 °C, l'acier ASTM A516 subit un effondrement de ses propriétés mécaniques, ce qui réduit la résistance en traction de l'acier à seulement 105 MPa. La dégradation des propriétés mécaniques à 600 °C est telle qu'il aurait été souhaitable d'effectuer également un essai de traction uniaxiale à 500 °C pour mieux caractériser le matériau.

Au-delà de 1000 °C, les valeurs expérimentales des propriétés mécaniques de l'acier ASTM A516 ne sont pas disponibles. Il est alors supposé que les propriétés du matériau restent identiques à celles mesurées à 1000 °C. Même pour des températures situées au-dessus du point de fusion, on considère que le matériau possède les mêmes propriétés mécaniques qu'à 1000 °C. Bien que cette approximation ne permette pas de représenter fidèlement le comportement mécanique du matériau pour des températures élevées, il est raisonnable de supposer qu'elle ne mènera pas à une erreur importante dans le calcul des contraintes résiduelles dans le joint soudé. En effet, à 1000 °C, la contrainte ultime du matériau est inférieure à 20 MPa et celui-ci ne pourra être le siège de contraintes importantes.

Il est important de mentionner que dans le programme MEP, c'est la valeur de la déformation d'ingénierie qui est utilisée plutôt que la valeur de la déformation vraie.

Variation de la limite d'élasticité en fonction de la température

Lors de la modélisation du comportement élasto-plastique d'un matériau, il est important de reproduire avec exactitude la transition entre le domaine élastique et le domaine plastique. Pour cette raison, la valeur de la limite réelle d'élasticité σ_Y utilisée pour le programme élasto-plastique ne correspond pas à la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % de déformation plastique, mais elle est égale à la contrainte minimale à partir de laquelle la réponse du matériau s'écarte de la loi de Hooke (voir Figure 3.10).

La courbe de la Figure 3.11, qui illustre l'évolution la limite réelle d'élasticité σ_Y de l'acier ASTM A516 en fonction de la température, a été établie à partir des courbes de traction simplifiées. Les résultats obtenus aux six températures de référence (20, 200, 400, 600, 800 et 1000 °C) sont utilisés et pour tout autre niveau de température, les valeurs de σ_Y sont obtenues par interpolation linéaire entre deux températures de référence. Entre 20 et 600 °C, la variation est importante et la limite d'élasticité passe de 310,4 MPa à 29,8 MPa. Au-delà de 600 °C, la valeur de σ_Y est très faible et elle diminue jusqu'à 6,75 MPa, à 1000 °C.

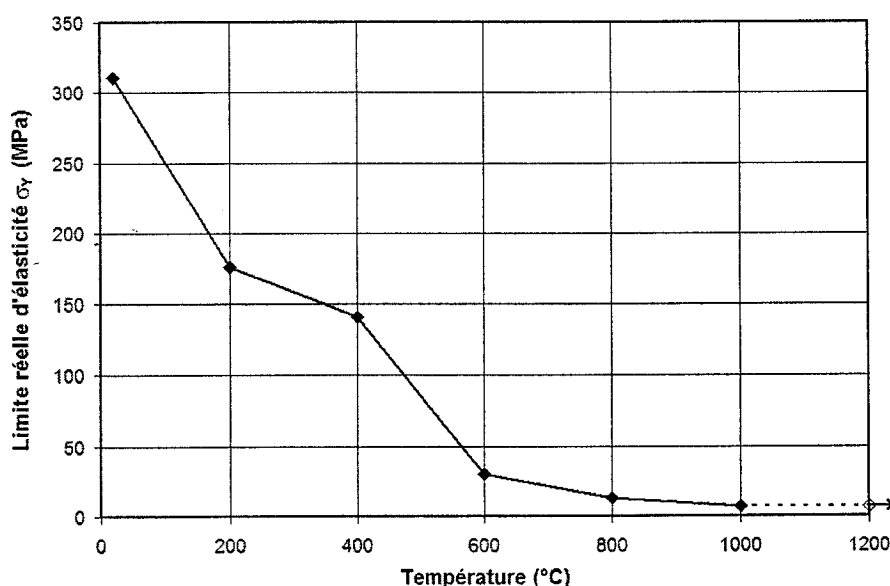


Figure 3.11 : Variation de la limite réelle d'élasticité σ_Y de l'acier ASTM A516 en fonction de la température

Dans le cadre de leurs travaux de simulation numérique, Alberg et Berglund (2003) ont utilisé une valeur minimale de la limite d'élasticité de 20 MPa pour éviter des problèmes de convergence. Dans les présents travaux, la limite réelle d'élasticité de l'acier ASTM A516 est maintenue constante à 6,75 MPa lorsque la température est supérieure à 1000 °C (voir Figure 3.11). De cette façon, le matériau peut prendre une faible portion du chargement, même à très haute température.

Variation du module de Young en fonction de la température

Comme dans le cas de la limite réelle d'élasticité σ_Y , la variation du module de Young E de l'acier ASTM A516 en fonction de la température a été établie à partir des courbes de traction simplifiées (Figure 3.10), en utilisant les valeurs aux six températures de référence et en interpolant entre ces valeurs pour tout autre niveau de température. Les résultats sont illustrés à la Figure 3.12. La figure montre que, de manière relative, la variation du module de Young en fonction de la température est moins prononcée que celle de la limite d'élasticité. Entre 20 et 600 °C, sa valeur passe de 215 GPa à 96,5 GPa.

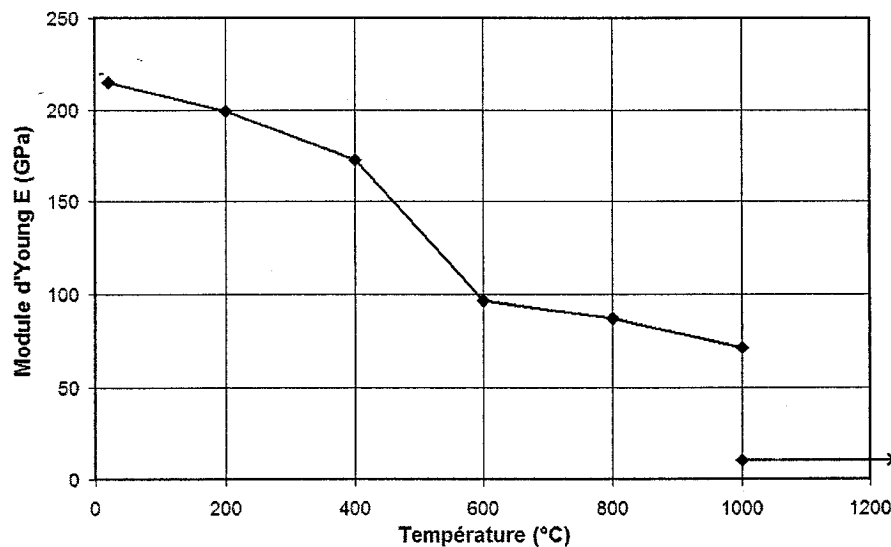


Figure 3.12 : Variation du module de Young E de l'acier ASTM A516 en fonction de la température

À 1000 °C, la valeur du module de Young est d'environ 71,5 GPa. Au-delà de cette température, sa valeur est maintenue constante et égale à 10 GPa afin d'éviter que le matériau soit trop rigide à de très hautes températures. Selon Tekriwal et Mazumder

(1991), le module de Young doit être imposé à de petites valeurs finies pour les températures élevées afin d'éviter des difficultés de convergence numérique.

Généralement, il est préférable d'utiliser une valeur du module de Young E légèrement inférieure à celle initialement estimée à partir de la courbe de traction, et ce, afin d'obtenir une limite d'élasticité correspondante plus élevée. Il s'agit ici d'effectuer un compromis entre la précision du calcul et la vitesse de convergence, car l'utilisation d'une valeur plus élevée de la limite d'élasticité diminue le nombre d'itérations nécessaires pour représenter le comportement élasto-plastique du matériau.

Variation du paramètre de consolidation A en fonction de la température

Le paramètre de consolidation A correspond à la pente de la courbe de traction uniaxiale en fonction de la déformation plastique ε_p seulement (σ - ε_p). Sa définition complète a été présentée à la section 1.3.5. Ainsi, près de la limite élastique, un matériau tend à être caractérisé par un paramètre A s'approchant de l'infini, car la déformation est principalement élastique.

Pour être en mesure d'évaluer la matrice élasto-plastique D_{ep} selon la méthode proposée par Zienkiewicz, la valeur du paramètre de consolidation A doit être connue. Elle sera obtenue à partir des courbes de traction simplifiées; son évolution en fonction de la contrainte équivalente de Von Mises σ_e est présentée à la Figure 3.13.

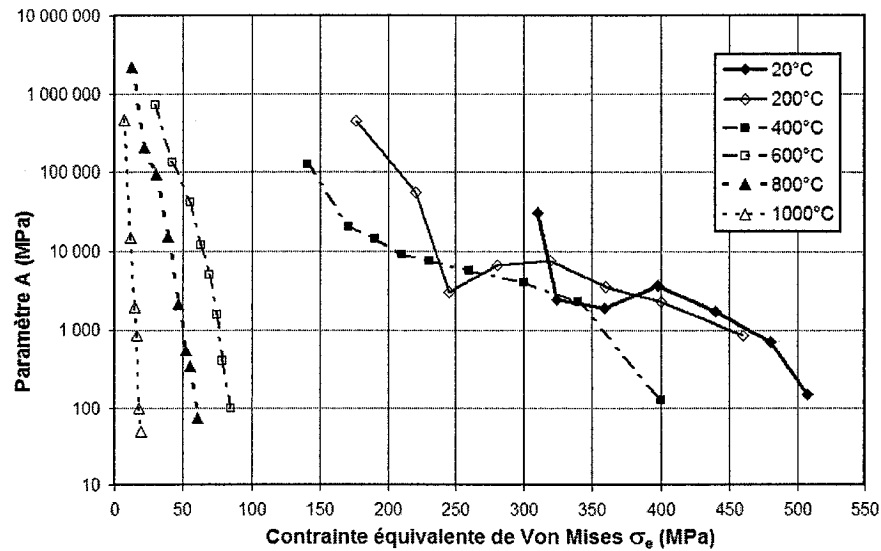


Figure 3.13 : Variation du paramètre de consolidation A de l'acier ASTM A516 en fonction de la contrainte équivalente de Von Mises σ_e pour différentes températures

Il faut préciser que le paramètre de consolidation A n'est pas déterminé lorsque la contrainte équivalente est inférieure à la limite d'élasticité du matériau. Dans ce cas, le problème est purement élastique et il n'est pas nécessaire d'utiliser la méthode itérative de Zienkiewicz. De plus, le paramètre A est considéré comme étant constant et égal à sa valeur minimale si la résistance à la traction du matériau σ_U est dépassée.

Coefficient de Poisson

Le coefficient de Poisson ν de l'acier ASTM A516 n'est pas considéré dans cette analyse comme une propriété dépendante de la température. Ainsi, sa valeur est maintenue constante et égale à 0,3. Différentes études ont d'ailleurs démontré que l'effet de la variation du coefficient de Poisson avec la température est négligeable. (Tekriwal et Mazumder, 1991; Davoud et Deng, 2004).

3.4 Résultats de la modélisation élasto-plastique de la plaque mince chauffée localement

Cette section présente les résultats de la simulation thermique et élasto-plastique de la plaque mince d'acier ASTM A516 chauffée localement et refroidie par convection forcée. Tout d'abord, les résultats concernant les champs de température et de contraintes qui se développent au cours du chauffage sont discutés. Ensuite, la distribution des contraintes résiduelles obtenue à la fin du refroidissement est analysée.

Les résultats de deux études de convergence qui ont mené au choix final du maillage et de l'incrément de temps de calcul sont également présentés. Les principales limitations du programme sont identifiées et ainsi, les difficultés potentielles pour la simulation du soudage sont anticipées.

3.4.1 Évolution de la distribution des contraintes au cours du procédé

Dans cette section, l'évolution des champs de température et de contraintes pendant le chauffage et le refroidissement de la plaque est examinée sommairement. Une analyse du champ de contraintes résiduelles à la fin du refroidissement est présentée par la suite.

La Figure 3.14 présente l'évolution des champs de température et des contraintes transversale σ_x , et normale σ_y (même convention que celle utilisée au chapitre 1), entre le début et la fin du chauffage local de la plaque mince d'acier ASTM A516. Quatre temps différents sont analysés : 0,02 s, 0,04 s, 0,08 s et 0,1 s. Il est à noter que les distributions de température et de contraintes sont uniformes à travers l'épaisseur de la plaque.

Au cours du chauffage, différentes zones de contraintes se développent et leur évolution peut être aisément suivie dans le temps. Pendant tout le chauffage, la zone la plus chaude (zone A) a une contrainte σ_x en légère compression. La contrainte σ_x est toutefois en compression maximale dans la région qui ceinture la zone la plus chaude (zone B). Dans la zone située en dessous de la région chaude (zone C), la contrainte σ_x est fortement en tension. Au fur et à mesure que la plaque se réchauffe, il se développe une autre zone, située près du plan de symétrie et près de la surface opposée à la source de chaleur (zone D), où σ_x atteint une valeur élevée en compression. En même temps, les dimensions de la zone où σ_y est en tension (zone G) demeurent sensiblement les mêmes, mais la valeur de la contrainte augmente avec le temps de chauffage.

Pendant la période de chauffage, seule la partie située dans le voisinage de la source de chaleur se réchauffe. Après 0,02 s de chauffage, la température maximale atteinte dans cette région est de 373 °C, alors que dans le reste de la plaque, la température demeure près de la température initiale de 20 °C. À cet instant, la contrainte σ_x atteint déjà -185 MPa près de la zone la plus chaude (zone B) et jusqu'à 158 MPa dans la région plus froide en dessous (zone C). Par contre, la contrainte σ_y atteint à peine 30 MPa. Aucune plastification du matériau n'est encore présente. Pendant toute la période de chauffage, la contrainte transversale σ_x est plus élevée (valeur maximale de 305 MPa) que la contrainte normale σ_y (valeur maximale de 77 MPa). Cette particularité est en partie due au plan de symétrie y-z, qui rend la structure plus rigide dans la direction transversale x. Par ailleurs, la source de chaleur est située à la surface supérieure. La structure restreint donc moins l'expansion de la zone chaude selon la direction y et la contrainte σ_y est globalement plus faible.

À la fin du chauffage ($t = 0,1$ s), alors que la température dans la zone chaude est maximale à 1258 °C, la contrainte transversale σ_x atteint 305 MPa dans la zone froide située en dessous de la source de chaleur (zone C). À cet instant, la contrainte

transversale σ_x est fortement en compression dans la zone B ($\sigma_x = -281$ MPa) et dans la zone D ($\sigma_x = 321$ MPa). Par contre, la contrainte transversale en compression est plus faible ($\sigma_x = -145$ MPa) dans la zone A, où la température est maximale. Cette particularité est directement reliée au comportement mécanique de l'acier ASTM A516 en fonction de la température. Puisque l'acier possède une limite d'élasticité beaucoup plus faible au-dessus de 600°C , la valeur de la contrainte qui peut être atteinte dans le matériau à très haute température est fortement limitée. La diminution de la limite d'élasticité avec la température n'est cependant pas le seul phénomène qui entraîne des contraintes de compression moins élevées dans la région la plus chaude à la fin du chauffage (zones A et E). Cette discontinuité résulte potentiellement du changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite, qui engendre une contraction locale du matériau lors du chauffage.

Après $0,04$ s, le matériau n'a pas encore atteint 600°C et l'expansion de la zone chaude est restreinte par le matériau plus froid qui l'entoure, ce qui génère de la compression partout dans la zone chaude. Plus tard au cours du chauffage, la contraction volumique associée au changement de phase modifie fortement la distribution des contraintes dans la zone chaude. Comme le montre la distribution des contraintes pour $t = 0,1$ s à la Figure 3.14, le changement de phase génère une diminution de la contrainte σ_x en compression dans la zone chaude (zone A). Pour la contrainte normale σ_y , le changement de phase génère même une mince zone de tension (entre les zone E et F). Ainsi, les maximums de compression pour les contraintes transversale et normale ne se situent pas à la température maximale, mais bien dans le matériau qui n'atteint jamais 600°C (zones B et F). Afin de déterminer l'influence du changement de phase sur l'évolution des contraintes, il serait utile de reconduire la modélisation, mais en enlevant l'influence du changement de phase sur la courbe du coefficient de dilatation thermique présentée à la Figure 3.7.

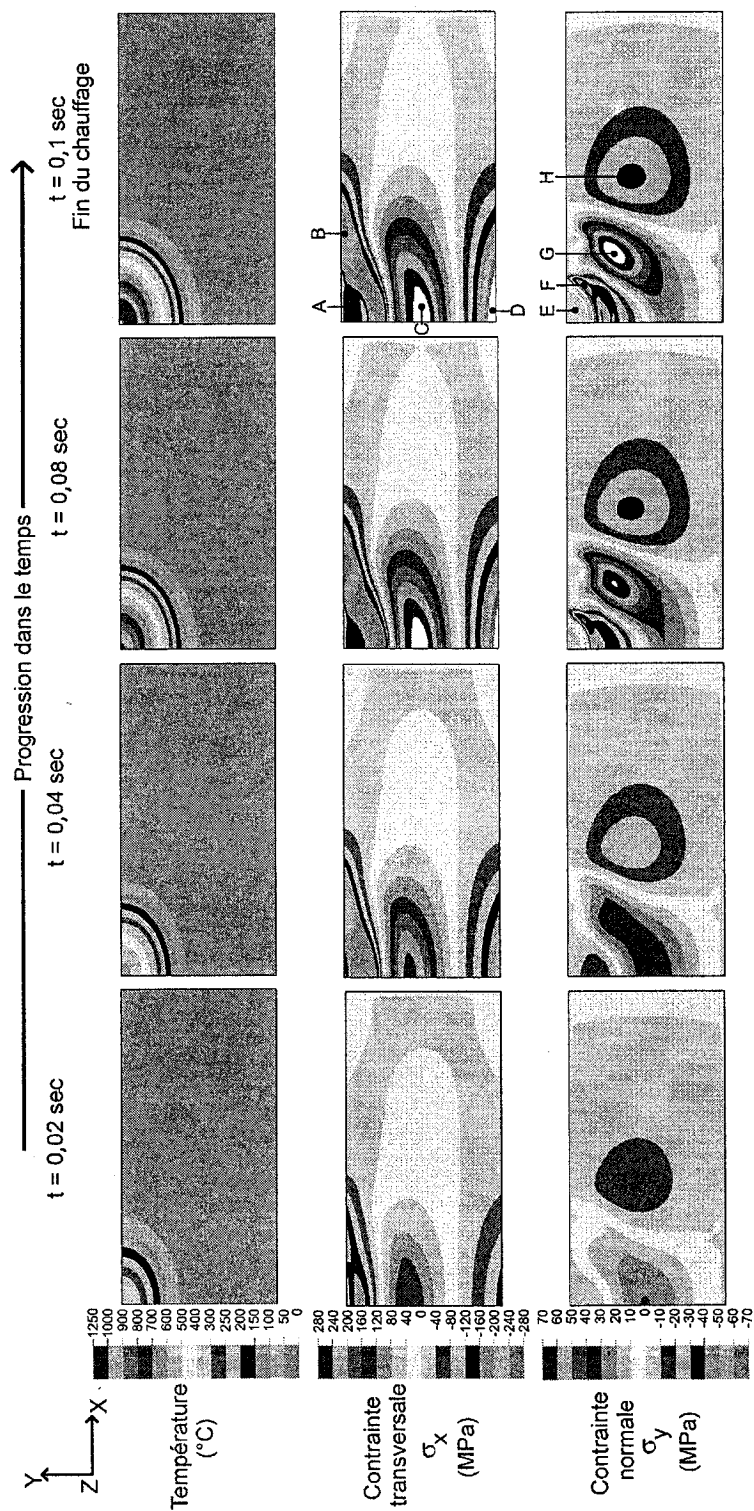


Figure 3.14 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale, pendant la période de chauffage de la plaque mince

Pour la contrainte normale σ_y , la valeur maximale en tension se trouve dans la région où la température se situe entre 100 °C et 250 °C à la fin du chauffage (zone G). Cette zone de tension résulte directement de l'expansion thermique de la zone très chaude, localisée près de la source de chaleur.

Dans la région de la plaque à droite de la source de chaleur, où la température est demeurée inférieure à 50 °C, les contraintes sont faibles; σ_x est en tension au centre et en compression sur les bords inférieurs et supérieurs, alors que σ_y est en compression partout, sauf à l'extrémité latérale à droite de la plaque.

La Figure 3.15 montre l'évolution de la température et des contraintes transversale σ_x et normale σ_y pendant la période de refroidissement de la plaque. Les résultats sont présentés pour quatre temps différents au refroidissement de la plaque : 0,16 s, 0,3 s, 1,0 s et 100 s.

Au refroidissement, la contraction du matériau engendre globalement une inversion des contraintes qui étaient présentes pendant la période de chauffage. Ainsi, les contraintes en compression dans la zone chaude diminuent progressivement pour devenir en tension à la fin du refroidissement (zones b et f). À l'inverse, les zones plus froides qui étaient en tension à la fin du chauffage deviennent en compression lorsque le refroidissement est terminé (zone c et g).

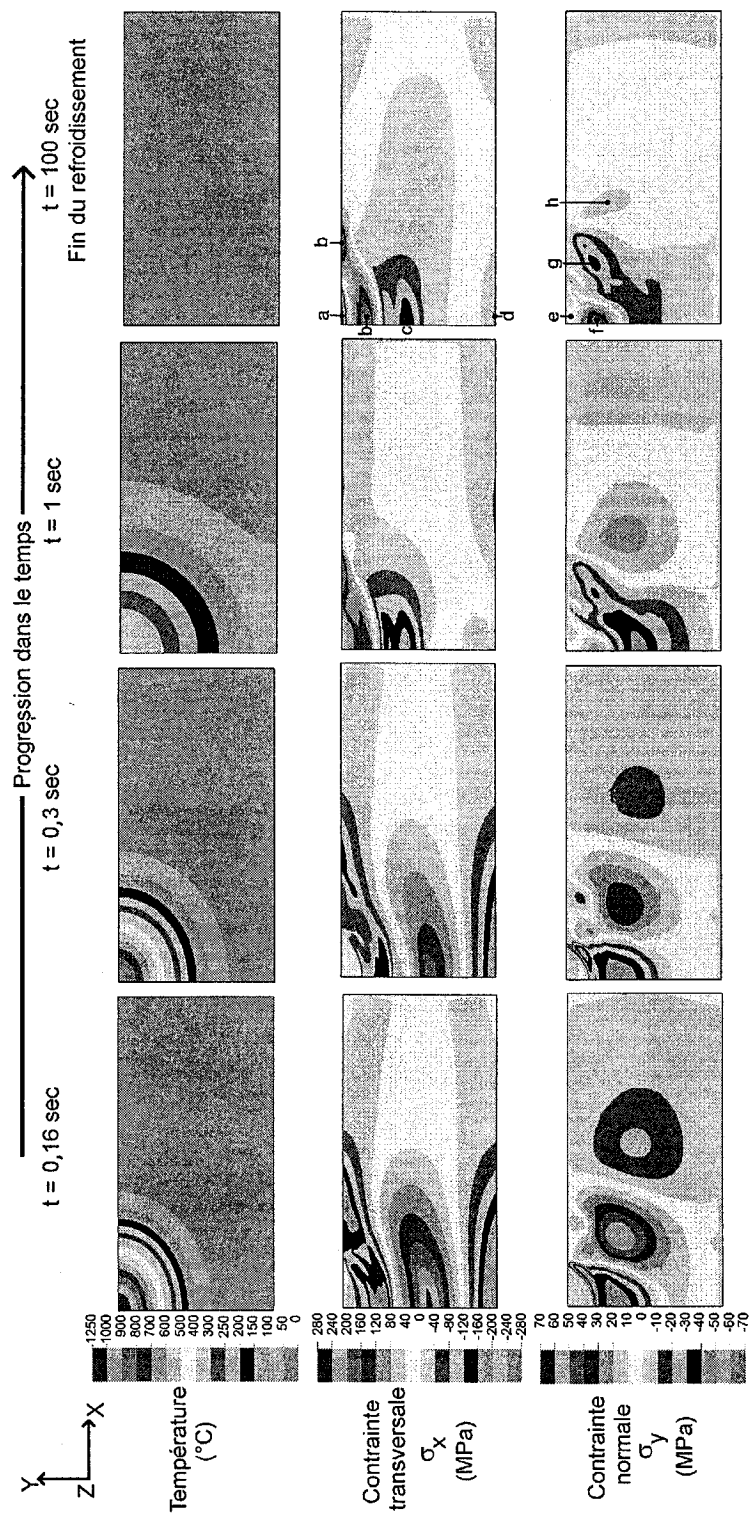


Figure 3.15 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale, pendant la période de refroidissement de la plaque mince

Les distributions des contraintes résiduelles transversale σ_{xres} , et normale σ_{yres} , présentes à la fin du refroidissement ($t = 100$ s) sont montrées respectivement à la Figure 3.16 et à la Figure 3.17. La contrainte résiduelle transversale est plus grande que la contrainte résiduelle normale, principalement parce que la source de chaleur est en surface dans la direction normale y et que la structure est plus rigide dans la direction transversale x .

Pour les deux types de contraintes résiduelles, les valeurs maximales en tension ne se retrouvent pas dans la région qui était la plus chaude à la fin du chauffage, mais bien dans la région qui n'a pas été affectée par la transformation de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite (zone b). Ainsi, la zone la plus chauffée est le siège d'une contrainte résiduelle transversale inférieure à celle présente dans la zone qui l'entoure (zone a). Sans la transformation de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite qui engendre une contraction locale du matériau au cours du chauffage, la valeur maximale de contrainte résiduelle de tension serait possiblement à l'emplacement du maximum de température, et non en périphérie. Cette hypothèse pourrait être validée lors de travaux postérieurs.

La distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} à la Figure 3.16 est caractérisée par un anneau de contrainte résiduelle de tension (zone b), qui atteint au maximum 198 MPa. Parallèlement, cette zone de tension est équilibrée par une zone de contrainte transversale σ_{xres} en compression plus bas (zone c) qui atteint jusqu'à -145 MPa. Dans la zone la plus chauffée (zone a), la contrainte résiduelle transversale est en compression ($\sigma_{xres} = -196$ MPa).

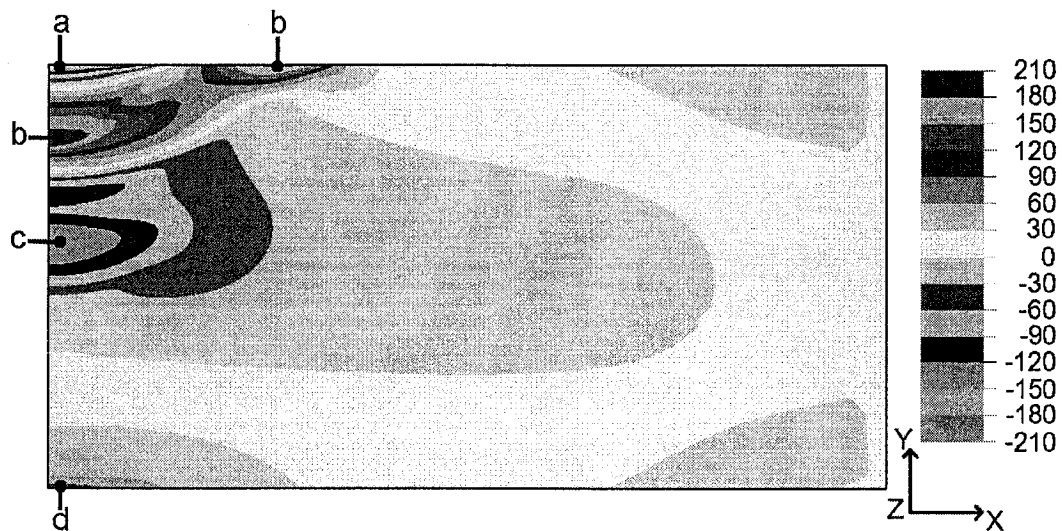


Figure 3.16 : Distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} dans la plaque mince chauffée localement

De manière similaire à la contrainte transversale σ_{xres} , la contrainte résiduelle normale σ_{yres} à la Figure 3.17 n'atteint pas sa valeur maximale en tension dans la zone où la température a été la plus élevée, mais plutôt sur le plan de symétrie, à l'endroit où la température a atteint environ 600 °C (zone f). À cet endroit σ_{yres} atteint un maximum de 46 MPa. Il est normal que le matériau le plus comprimé au cours du chauffage soit au centre de la plaque selon x, car c'est à cet endroit que l'expansion thermique est maximale au cours du chauffage. Le maximum de contrainte résiduelle normale σ_{yres} en compression est de -36 MPa et se situe à droite de la zone la plus chaude lors du chauffage (zone g). Il s'agit d'une zone encore froide à la fin du chauffage, qui doit restreindre l'expansion verticale de la zone chaude.

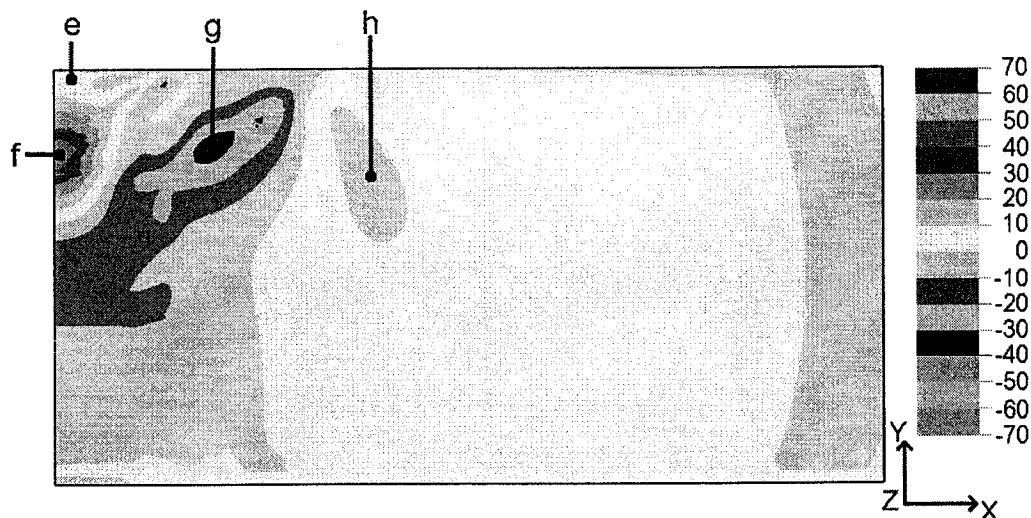


Figure 3.17 : Distribution de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} dans la plaque mince chauffée localement

La Figure 3.18 montre la distribution de la contrainte résiduelle de cisaillement τ_{xyres} , qui varie entre 45 et -51 MPa ; ces valeurs sont plus faibles que celles de la contrainte transversale. La zone chaude engendre globalement une contrainte de cisaillement positive, alors que dans la zone ayant subi un chauffage plus léger, la valeur est négative.

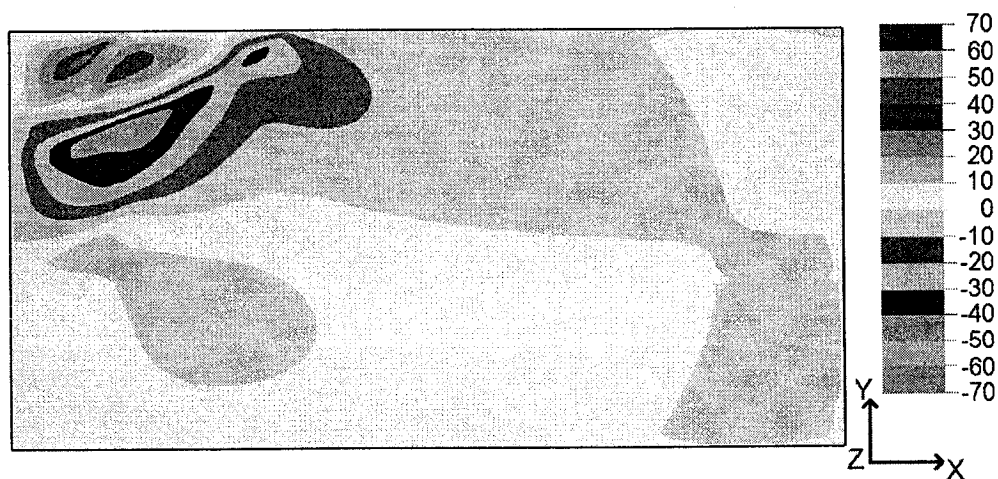


Figure 3.18 : Distribution de la contrainte résiduelle de cisaillement τ_{xyres} dans la plaque mince chauffée localement

Enfin, les différents champs de contraintes résiduelles présentés aux figures précédentes nous indiquent que la zone caractérisée par des gradients de contraintes élevés est restreinte à la zone affectée par le chauffage, où la température a atteint au moins 100 °C. Dans le cas de la plaque mince chauffée localement, la zone affectée par des gradients de contrainte importants est de 6 mm x 8 mm. Pour la modélisation du soudage, on peut donc s'attendre à ce que seule la zone ayant atteint au moins 100 °C à la fin du chauffage soit le siège de gradients de contrainte importants. Cela nous permet d'anticiper la zone où le maillage devra être plus raffiné lors de la modélisation élasto-plastique du soudage.

3.4.2 Analyse de la convergence des résultats du modèle

Deux analyses de convergence des champs de contraintes résiduelles ont été effectuées, l'une pour vérifier le degré de raffinement que doit avoir le maillage et l'autre, pour choisir adéquatement la valeur de l'incrément de temps qui doit être utilisé pour le modèle élasto-plastique.

Convergence des champs de contraintes résiduelles en fonction du maillage

Une analyse de convergence des champs de contraintes résiduelles (transversale σ_{xres} et normale σ_{yres}) en fonction du maillage a été effectuée, afin de choisir un maillage adéquat pour étudier la plaque chauffée localement, mais également pour anticiper quel niveau de discrétisation sera nécessaire pour la modélisation du soudage. Cette analyse a été réalisée en conservant tous les paramètres de modélisation décrits à la section 3.3, à l'exception du maillage.

À cet effet, trois maillages différents ont été utilisés. Le maillage le plus grossier possède 800 éléments, dont la taille minimale dans le plan x-y est de 0,4 mm x 0,4 mm au centre de la source de chaleur. Pour le maillage intermédiaire, 3 200 éléments ayant une taille minimale de 0,2 mm x 0,2 mm sont nécessaires. Finalement, le maillage le plus fin possède 8 120 éléments, dont la taille minimale dans le plan x-y est de 0,1 mm x 0,1 mm.

Afin de diminuer le temps de calcul, l'analyse de convergence du maillage a été réalisée avec un incrément de temps de 0,01 s, ce qui correspond à 10 incréments au total pour simuler la période de chauffage d'une durée de 0,1 s, comparativement à 100 incréments de 0,001 s pour le modèle décrit à la section 3.3 et dont les résultats sont présentés aux Figures 3.14 et 3.15.

La Figure 3.19 montre la distribution des contraintes résiduelles σ_{xres} et σ_{yres} dans la plaque chauffée localement pour les trois maillages choisis. En augmentant le nombre d'éléments, la distribution de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} converge difficilement. En effet, dans la région située près du centre de la source de chaleur, il y a présence de minces bandes de contraintes élevées, séparées par de minces bandes de contraintes plus faibles. Ces fluctuations engendrent une distribution de σ_{yres} qui pourrait être comparée à des vaguelettes à la surface de l'eau. Cependant, les contours d'isocontraintes deviennent plus définis au fur et à mesure que le maillage devient plus dense. Ce phénomène est aussi présent dans la distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} , mais il est beaucoup moins important. Pour cette raison, la distribution de la contrainte résiduelle transversale converge relativement bien.

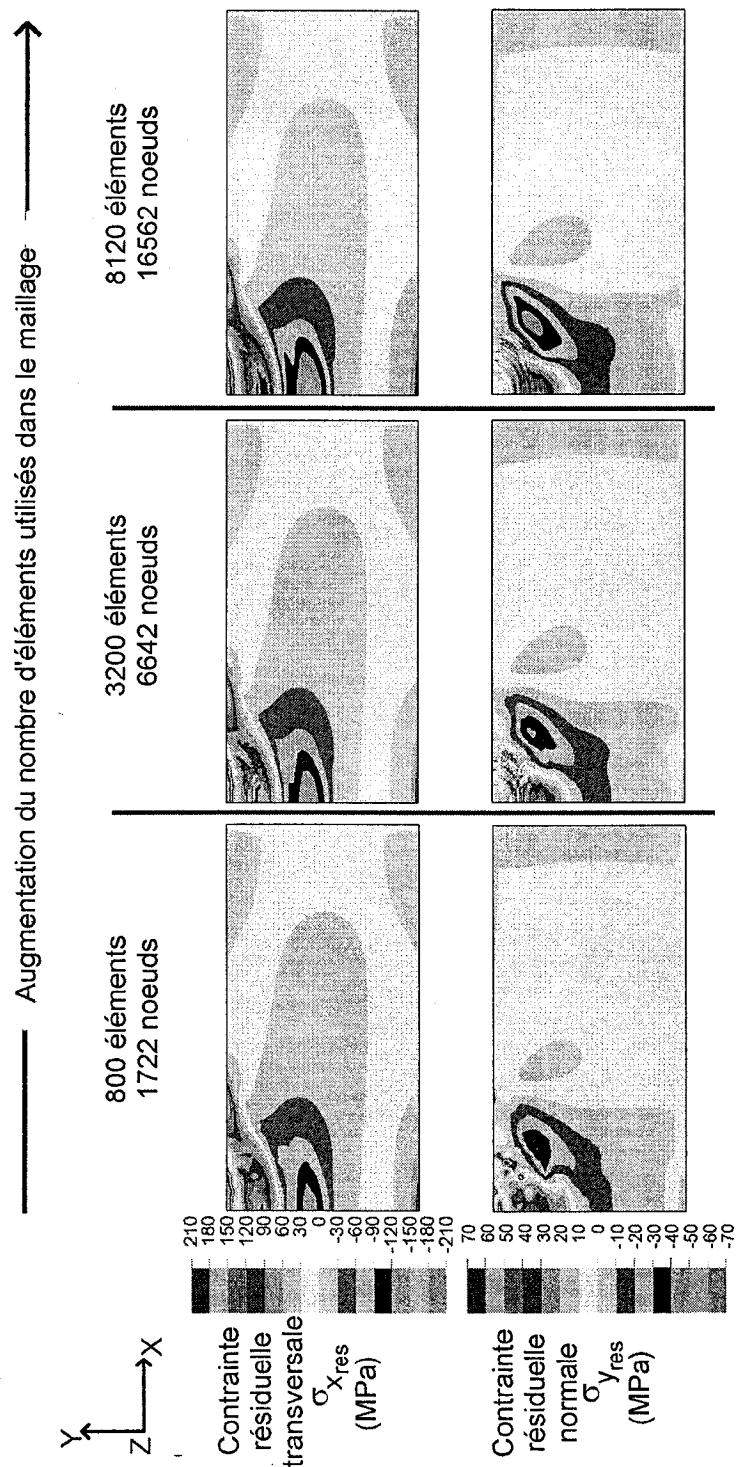


Figure 3.19 : Distributions des contraintes résiduelles transversale σ_{xres} et normale σ_{yres} dans la plaque chauffée localement, pour trois maillages différents

La Figure 3.20 permet d'établir un parallèle, pour le maillage le plus dense, entre l'emplacement où se produisent les fluctuations de la contrainte σ_{yres} et le champ de température à la fin du chauffage. Cette figure montre que le phénomène n'est présent que dans la région où la température a atteint au moins 600 °C.

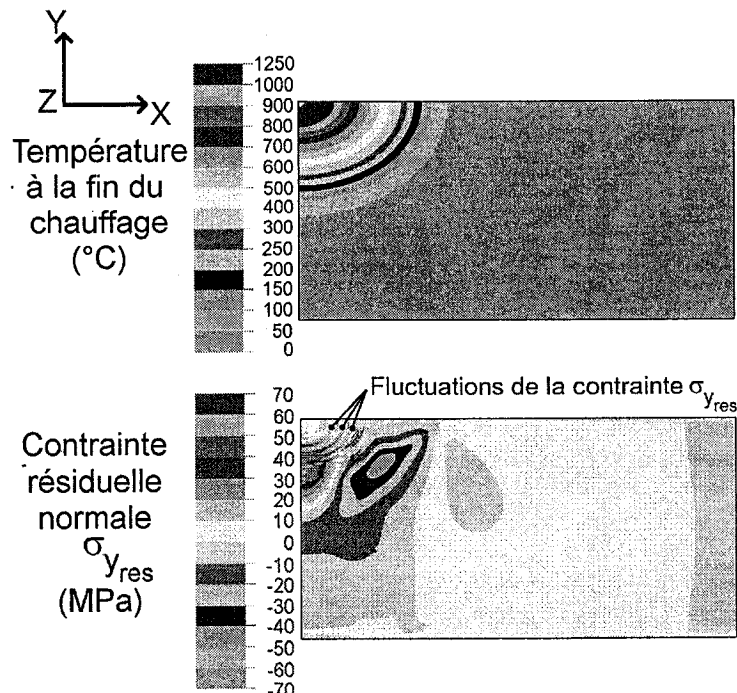


Figure 3.20 : Emplacement des fluctuations de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} et champ de température correspondant, à la fin du chauffage

Ce niveau de température correspond au début de la transformation ferrite $\leftrightarrow$ austénite sur la courbe du coefficient de dilatation thermique α de l'acier ASTM A516 en fonction de la température (voir Figure 3.7). On peut donc penser que ces fluctuations sont le résultat d'un nombre insuffisant d'incrément de temps dans la modélisation du chauffage. Ainsi, seulement certains éléments perçoivent la contraction volumique associée au changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite, alors que d'autres sont constamment en expansion. Afin de vérifier si le phénomène est associé à la valeur de

l'incrément de temps, une étude de l'influence du pas de temps sur la convergence des contraintes a été réalisée.

Convergence des champs de contraintes résiduelles en fonction du nombre d'incréments de temps

Afin de valider le choix de l'incrément de temps ($\Delta t = 0,001$ s) pour le modèle décrit à la section 3.3 et dont les résultats sont présentés aux Figures 3.14 et 3.15, une analyse de convergence a également été effectuée en considérant trois valeurs d'incréments de temps : 0,01 s, 0,002 s et 0,001 s. Cette analyse, qui doit aussi permettre d'évaluer si la difficulté de convergence spatiale rencontrée avec les différents maillages est le résultat d'un nombre insuffisant d'incréments de temps, a été réalisé avec le maillage le plus raffiné, soit celui comportant 8 120 éléments.

La Figure 3.21 montre la distribution des champs de contraintes résiduelles pour les trois incréments de temps.

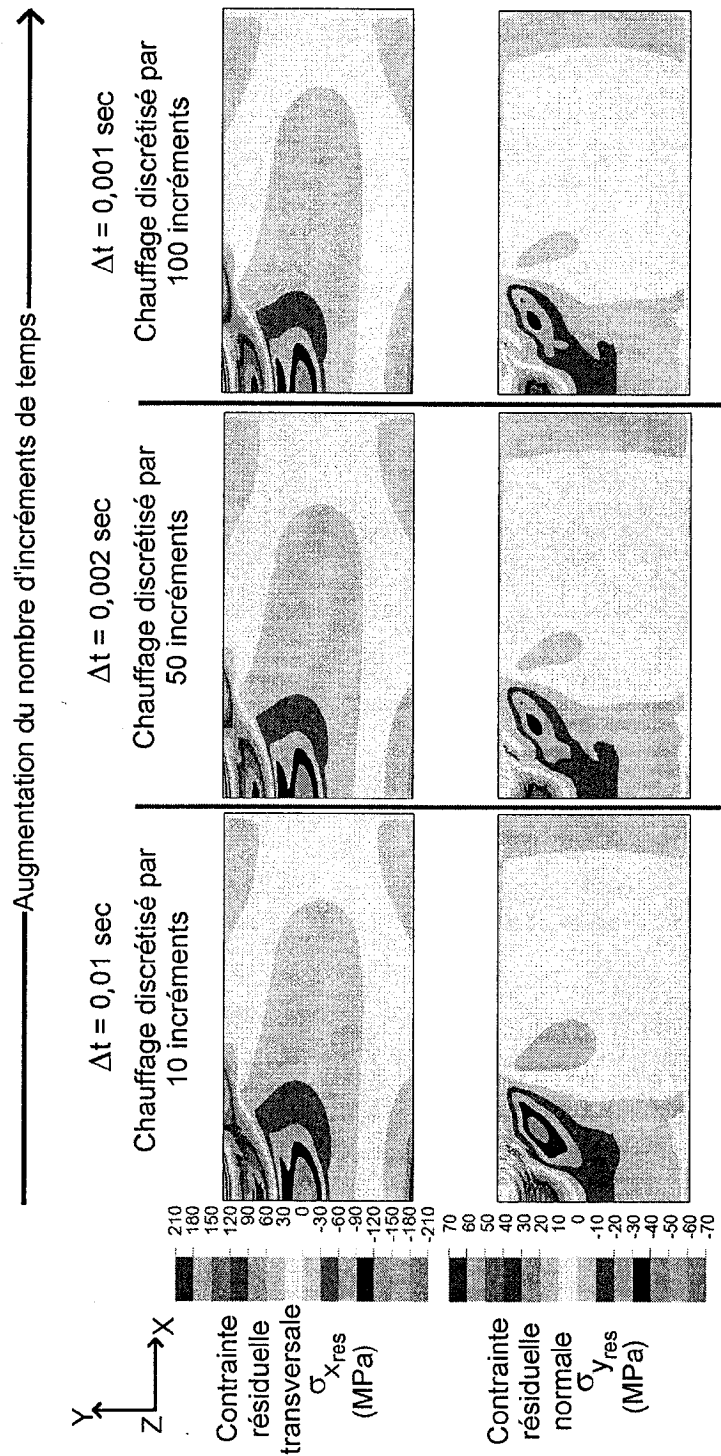


Figure 3.21 : Distributions des contraintes résiduelles transversale σ_{xres} et normale σ_{yres} dans la plaque chauffée localement, pour trois incréments de temps différents ($\Delta t = 0,01 \text{ s}$, $0,002 \text{ s}$ et $0,001 \text{ s}$)

Les résultats de l'analyse de convergence du modèle en fonction du maillage avec une valeur Δt de 0,01 s indiquaient la présence de fluctuations sur les contours de contraintes dans la zone située près du centre de la source de chaleur. L'augmentation du nombre d'incrément de temps pour représenter le phénomène du chauffage montre clairement que ces fluctuations étaient le résultat d'une discrétisation temporelle inadéquate. Ainsi, lorsque l'incrément de temps est de 0,001 s, les isocontours de contraintes sont plus réguliers. D'ailleurs, la valeur maximale de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} ne change que de 1,5 % (201 MPa $\rightarrow$ 198 MPa) lorsque l'incrément de temps passe de 0,002 s à 0,001 s. Parallèlement, une variation de l'incrément de temps similaire génère un changement de 4 % (48 MPa $\rightarrow$ 46 MPa) pour le maximum de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} .

En se référant aux résultats montrés à la Figure 3.21, on peut considérer qu'un incrément de temps égal à 0,001 s est approprié pour modéliser correctement le chauffage de l'acier ASTM A516 jusqu'à 1300 °C. Cela permet d'anticiper que cette valeur de Δt sera adéquate pour modéliser le soudage de ce même acier. Même si la température au centre du bain de fusion est un peu supérieure à 2000 °C, la distribution des contraintes résiduelles dépend principalement des propriétés mécaniques de l'acier en dessous de 1000 °C. En effet, au-delà de cette température, la limite d'écoulement de l'acier est si faible qu'aucun effort significatif ne peut être transmis par le matériau.

Un maillage équivalent à celui de la plaque chauffée localement sera adopté pour modéliser le soudage; dans la zone du bain de fusion, des éléments de 0,1 mm x 0,1 mm dans le plan x-y seront utilisés.

3.5 Modélisation élasto-plastique du soudage d'une plaque d'acier ASTM A516

Dans cette section, la capacité du programme MEP à simuler le soudage d'une plaque d'acier est vérifiée. Le modèle d'éléments finis est présenté et les champs de contraintes résiduelles induits par le procédé de soudage sont analysés.

3.5.1 Modèle bidimensionnel

La capacité du programme THERM à reproduire l'historique thermique associé à une passe de soudage a été validée expérimentalement à l'aide d'une plaque d'acier instrumentée, d'une longueur de 454 mm (voir Chapitre 2). Cependant, l'approche adoptée ici pour valider la capacité du programme MEP à déterminer les champs de contraintes résiduelles induites par le soudage sera la même que celle retenue pour l'étude de la plaque chauffée localement et seule une tranche mince de la plaque sera modélisée. Ce choix a été dicté par les capacités informatiques disponibles, le temps de calcul représentant une limitation importante dans la modélisation tridimensionnelle du procédé de soudage. En effet, il faut savoir que la simulation thermique du procédé de soudage (voir Chapitre 2) a nécessité approximativement 2 000 incréments de temps et qu'à chacun de ces incréments, la réponse mécanique de la structure est non-linéaire. Lors de la modélisation de la plaque chauffée localement, environ une vingtaine d'itérations ont été nécessaires à chaque incrément, pour obtenir une réponse convergée.

La discrétisation spatiale d'une plaque longue nécessite un maillage dense tout le long du joint soudé. En se basant sur le nombre d'éléments requis pour la modélisation de la plaque chauffée, soit 8 120 éléments (voir section 3.4.2), la discrétisation spatiale de la plaque complète représenterait plusieurs centaines de milliers de degrés de liberté. S'il s'agissait d'un problème linéaire, l'obtention d'une solution du champ de contrainte exigerait quelques heures de calcul. Dans le cas d'un problème non-linéaire, le nombre

élevé d'éléments et d'incréments de temps, combiné au nombre d'itérations nécessaires pour obtenir une distribution des contraintes convergente, fait en sorte que la résolution du problème nécessiterait plusieurs mois de calcul avec les équipements disponibles.

Selon différents auteurs, la modélisation du comportement mécanique d'un joint soudé est un problème tridimensionnel et une analyse bidimensionnelle entraîne une erreur significative dans la prédiction des contraintes résiduelles issues du soudage. (Davoud et Deng, 2004; Tekriwal et Mazumder, 1991; Pilipenko, 2001). Selon les travaux effectués par Tekriwal et Mazumder (1991), il n'est pas approprié de simuler le soudage d'une plaque épaisse dans le plan x - z (plan de la surface supérieure de la plaque) seulement, en considérant que les contraintes seront uniformes à travers l'épaisseur. Ce modèle n'a donc pas été retenu.

Pour la phase de développement et de validation du programme MEP, il a été jugé préférable de limiter les temps de calculs. Par conséquent, le problème est traité comme étant en étant plan de contrainte et seule une tranche mince de la plaque (plan x - y) est modélisée. Ainsi, au lieu de traverser toute la plaque d'acier ASTM A516 dans le sens longitudinal, la source de chaleur n'en traverse qu'une tranche mince. Dans la simulation thermique, la source de chaleur sera représentée par deux ellipsoïdes de Goldak. Tous les paramètres des ellipsoïdes sont identiques à ceux utilisés pour la modélisation thermique de la plaque d'acier ASTM A516 (voir Chapitre 2).

3.5.2 Maillage du modèle et conditions aux frontières

Pour représenter le phénomène décrit précédemment, un maillage unique est utilisé pour la modélisation thermique et la modélisation élasto-plastique, tel que présenté à la Figure 3.22. Par symétrie, seule une moitié de la plaque est modélisée dans la direction transversale x .

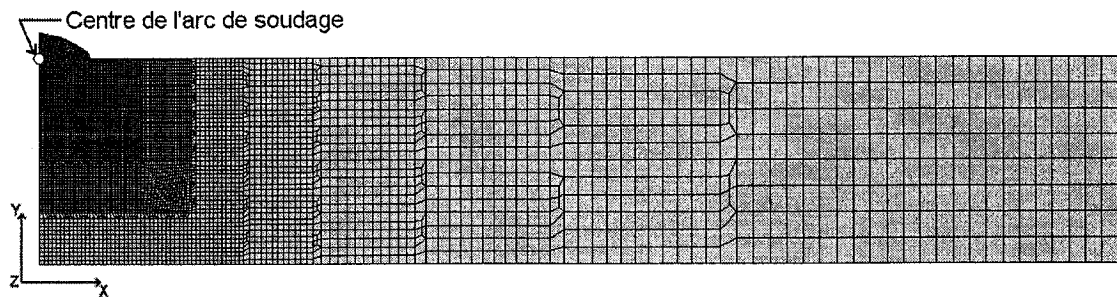


Figure 3.22 : Maillage servant à la modélisation thermique et élasto-plastique du soudage

La Figure 3.23 montre une vue rapprochée du maillage dans la zone du cordon du joint soudé; le centre de la source de chaleur, d'une puissance de 6175 W, y est indiqué. Pour minimiser l'erreur liée à la discrétisation spatiale du modèle, la densité du maillage est la même que celle utilisée pour la modélisation de la plaque mince chauffée localement (section 3.3.2).

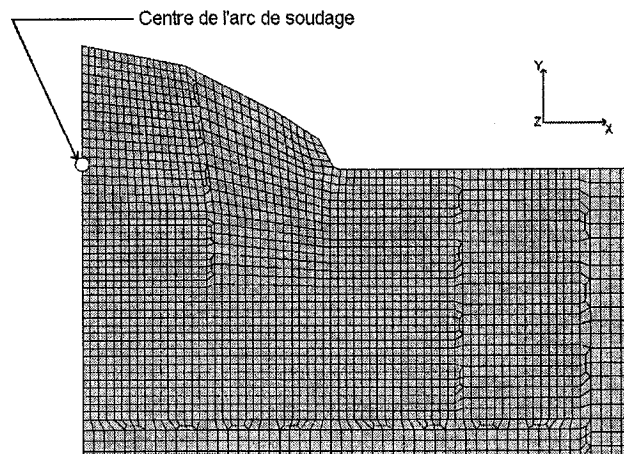


Figure 3.23 : Maillage dans la zone du joint soudé

Puisque le modèle utilisé est une mince tranche de la plaque, les éléments dans le cordon de soudure sont présents dès le début de la modélisation. Aucune technique de « naissance d'éléments », basée sur l'activation des propriétés thermiques ou mécaniques des éléments au passage de l'arc, n'a été utilisée.

Pour le modèle thermique, le plan de symétrie dans la direction transversale se traduit par une surface isolée thermiquement. Pour le modèle élasto-plastique, ce plan de symétrie représente une restriction du déplacement des noeuds selon la direction x . Le maillage est constitué de 16 200 éléments 3D linéaires à 8 noeuds, correspondant à 16 562 noeuds au total. La taille minimale des éléments dans le plan x - y est de 0,1 mm x 0,1 mm près de la source de chaleur. L'épaisseur du modèle, égale à 0,25 mm, est discrétisée par un seul élément. Ces éléments 3D sont utilisés principalement pour valider la programmation des fonctions d'interpolation et des matrices de rigidité, mais non pour prédire un état de contrainte tridimensionnel.

L'étude bidimensionnelle est réalisée en état plan de contrainte puisque les éléments sont libres de se déplacer selon la direction longitudinale z . Ainsi, le modèle actuel n'est pas en mesure de prédire la distribution de la contrainte longitudinale (direction z). Il s'agit d'une limitation importante quant à la possibilité d'appliquer le programme MEP à la modélisation complète du procédé de soudage. Toutefois, cette limitation n'empêche pas de valider sa capacité à représenter de façon cohérente les contraintes induites par le soudage.

Enfin, l'analyse de convergence du modèle de la plaque mince chauffée localement (section 3.4.2) a montré que l'utilisation d'un minimum de 100 états de température différents sont nécessaires pour représenter correctement le chauffage. Dans la simulation thermique du soudage, la montée en température peut être discrétisée à l'aide de seulement 50 états différents de température. Afin de minimiser l'erreur associée à une mauvaise discrétisation temporelle lors du calcul des contraintes résiduelles, chacun des états de température utilisés dans le programme élasto-plastique est subdivisé en deux états intermédiaires par interpolation linéaire, pour discrétiser le phénomène en au moins 100 incréments de temps.

Le métal d'apport utilisé pour la validation expérimentale du modèle thermique est l'acier ASW ER70s-6, dont la composition chimique est similaire à celle de l'acier

ASTM A516. Le comportement mécanique de ce métal d'apport n'étant pas connu, les propriétés mécaniques de l'acier ASTM A516 seront utilisées pour le caractériser dans les modélisations qui suivent.

3.6 Résultats de la modélisation élasto-plastique du soudage

Dans cette section, les résultats de la simulation thermique et élasto-plastique du soudage de la plaque d'acier ASTM A516 sont examinés. L'évolution des contraintes au cours et à la fin du procédé est discutée et la distribution des contraintes résiduelles est examinée. Le comportement du programme est étudié et ses limitations actuelles sont identifiées. Différentes solutions sont proposées pour améliorer le programme et guider les développements futurs.

La présentation des résultats de la modélisation du soudage sera du même type que celle adoptée pour l'analyse des contraintes lors du chauffage local de la plaque mince (section 3.4).

La Figure 3.24 montre l'évolution des champs de température et des contraintes transversale σ_x et normale σ_y , entre le moment où l'arc est appliqué au modèle et la fin du soudage de la plaque d'acier. Quatre temps différents sont analysés : 0,9 s, 1,35 s, 1,8 s et 2,2 s. La Figure 3.25 illustre le comportement des mêmes paramètres, pour quatre temps différents au cours du refroidissement du joint soudé : 4 s, 9 s, 20 s et 20 000 s). Ici, seule la zone près du joint soudé est présentée, puisque loin du joint soudé les contraintes sont faibles. Il est important de noter que le champ de contrainte évolue de façon continue au cours du soudage et qu'il est exempt de changements brutaux ou fluctuations importantes. Le niveau des contraintes est réaliste puisqu'il demeure du même ordre de grandeur que la limite d'élasticité σ_Y de l'acier ASTM A516 (310 MPa). Ces résultats donnent l'assurance qu'aucune erreur de programmation importante n'est présente dans le programme MEP.

Comme il a été observé pour le modèle de la plaque mince chauffée localement, les contraintes sont plus élevées dans la direction transversale que dans la direction normale, et ce pour des raisons identiques à celles déjà citées lors de l'analyse de la plaque mince chauffée. Dans la zone chaude, la température passe rapidement de 588 à 2339 °C entre 0,9 et 2,2 s et le changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite génère une discontinuité dans la distribution de la contrainte transversale en compression. Les valeurs maximales des contraintes transversale et normale en compression ne se situent pas dans la zone où la température maximale a été atteinte, mais plutôt dans une région où la température du matériau n'a pas atteint 600 °C, comme ce fut le cas de la plaque chauffée localement (zones B et F).

À la fin du soudage, lorsque la température maximale est atteinte, l'endroit où la contrainte de compression transversale σ_x est maximale avec -270 MPa ne se situe pas dans le cordon de soudure, mais dans un anneau autour de ce dernier, où la température n'a pas atteint 600°C (zone B). Dans la zone froide située en dessous de la source de chaleur, la contrainte σ_x atteint une valeur en tension de 257 MPa (zone C).

Il est intéressant de noter qu'à la fin du soudage, la contrainte σ_x (entre 257 et -270 MPa) est légèrement plus faible que celle qui a été induite lors du chauffage local (entre 305 et -281 MPa), même si la température maximale atteinte au cours du soudage est beaucoup plus élevée (2 339 °C) que celle observée lors du chauffage de la plaque mince (1258 °C). Ceci résulte du fait que les contraintes induites par le soudage ne dépendent pas spécifiquement de la température atteinte, mais plutôt des gradients thermiques et des propriétés mécaniques du matériau.

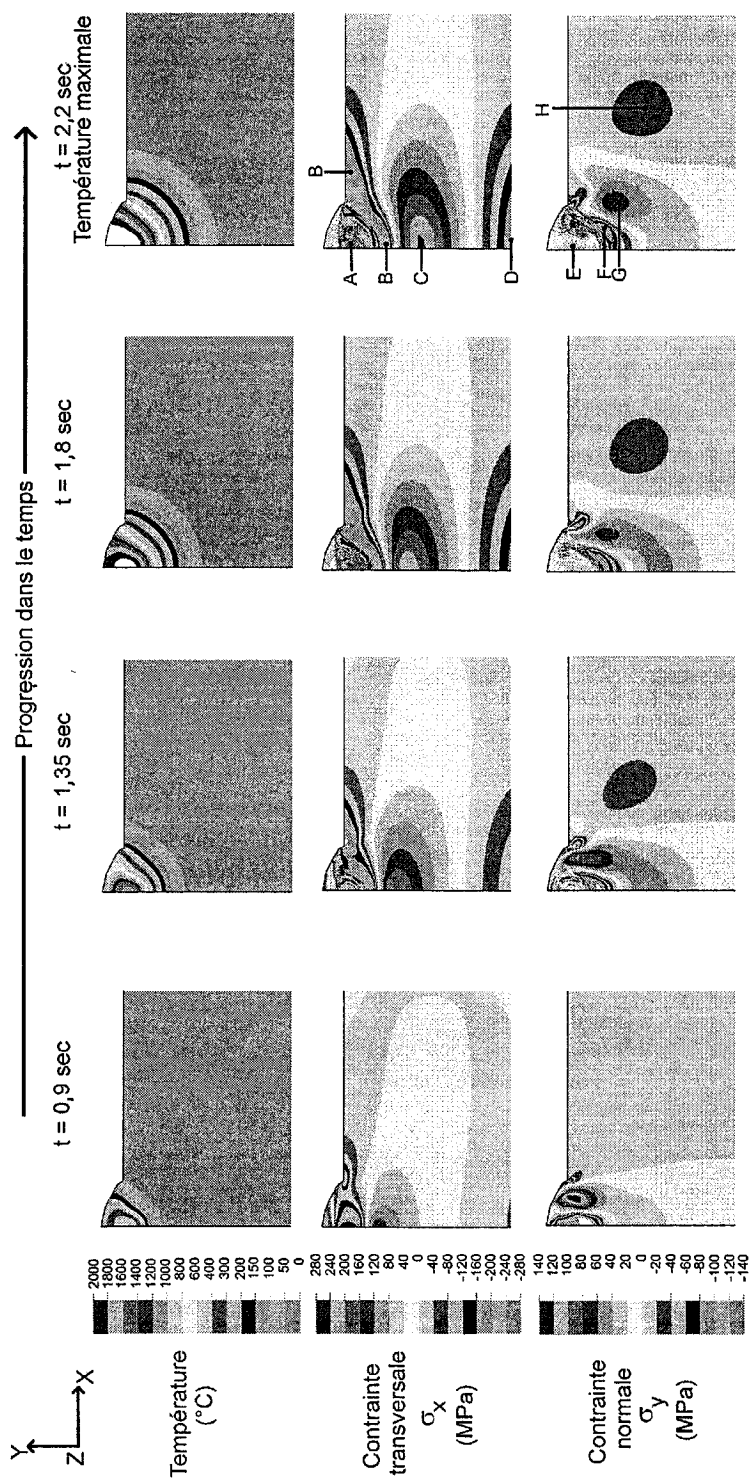


Figure 3.24 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale pendant la période de chauffage du joint soudé

La Figure 3.25 montre qu'au refroidissement, la contraction du matériau engendre globalement une inversion du signe des contraintes. Les contraintes en compression dans la zone chaude diminuent progressivement pour devenir en tension à la fin du refroidissement, comme il a été observé pour la plaque mince chauffée localement. Les zones plus froides, qui sont en tension à la fin de la montée en température, deviennent en compression lorsque le refroidissement est terminé.

L'extrémité droite du cordon de soudure est caractérisée par une concentration de contrainte locale qui apparaît au tout début du soudage et qui demeure présente tout au long du procédé. Cette concentration de contrainte est possiblement due à un manque de précision dans la modélisation de la géométrie du cordon de soudure; elle pourrait disparaître en rendant le contour du joint soudé plus lisse.

Enfin, l'épaisseur de la plaque limite les déplacements nodaux tout au long du soudage à des valeurs inférieures à 0,5 mm. Par le fait même, la plastification demeure modérée et la déformation n'excède jamais 10 %.

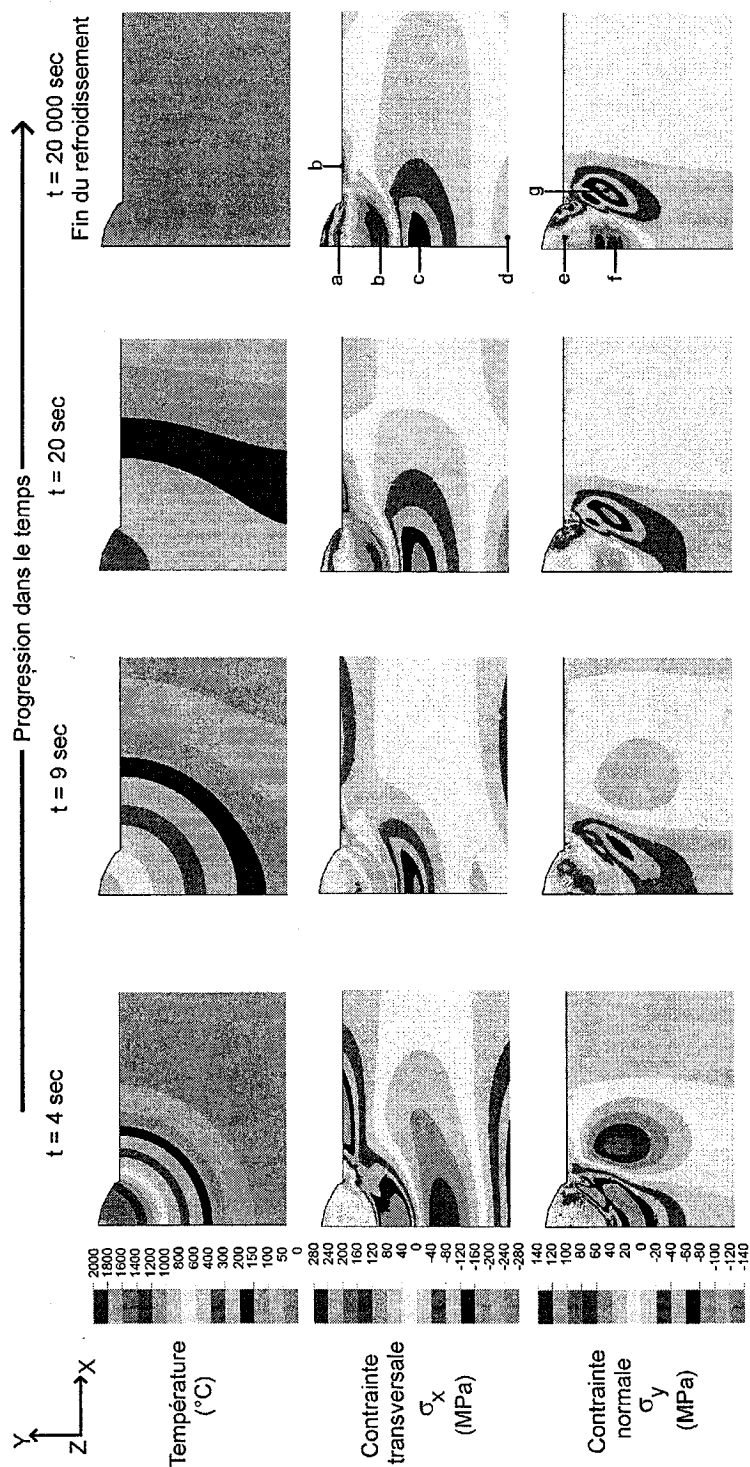


Figure 3.25 : Historique du champ de température et des contraintes transversale et normale pendant la période de refroidissement du joint soudé

Pour le modèle de la plaque mince chauffée localement, l'analyse de convergence des résultats en fonction du nombre d'incréments utilisés indique qu'un nombre insuffisant d'incréments de temps entraîne la présence de fluctuations de contrainte difficiles à modéliser, tel que mentionné à la section 3.4.2. Pour la plaque chauffée localement, 100 incréments de temps ont suffi pour bien modéliser l'étape du chauffage. Dans le cas du soudage, la température maximale est beaucoup plus élevée, soit approximativement 2 339 °C et le nombre d'incréments devra être légèrement augmenté. Comme le montrent les résultats des figures 3.24 et 3.25 qui ont été obtenus avec 100 incréments au cours de la période de chauffage, des fluctuations de contraintes apparaissent dans la zone ayant atteint plus de 600 °C, là où le matériau a subi un changement de phase (zones A et E).

Néanmoins, les fluctuations sont concentrées dans une région où le matériau atteint une température très élevée à la fin du chauffage. À un tel niveau de température, le matériau ne peut être le siège de contraintes importantes. Ainsi, les fluctuations introduites par une mauvaise discrétisation temporelle du soudage sont atténuées lorsque la pièce se refroidit (zones a et e). Il est donc raisonnable de considérer que cette erreur est assez faible pour ne pas influencer de manière importante les contraintes résiduelles à la fin du soudage.

La Figure 3.26 montre la distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} dans la plaque soudée, à la fin de la période de refroidissement. Des fluctuations de contraintes sont toujours présentes (zone a), mais de faible amplitude par rapport aux contraintes résiduelles maximales

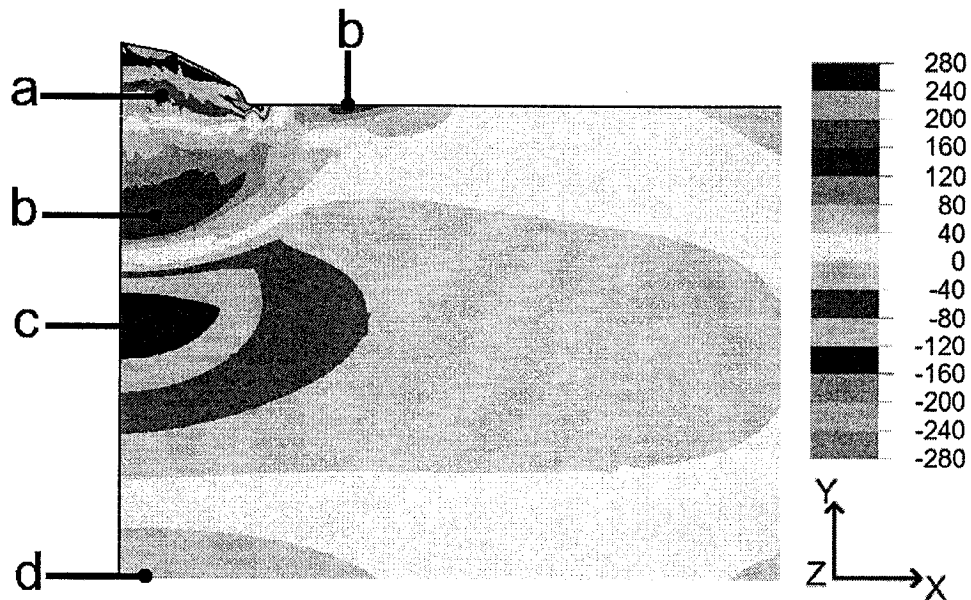


Figure 3.26 : Distribution de la contrainte résiduelle transversale σ_{xres} dans la plaque soudée

Globalement, on peut conclure que l'évolution des contraintes au cours du soudage est similaire à celle observée au cours du chauffage local de la plaque mince. Dans la plaque mince chauffée localement, une petite zone au centre de la source de chaleur est le siège d'une contrainte résiduelle transversale en compression en raison du changement de phase (voir Figure 3.16). Comme l'illustre la Figure 3.26, l'ajout du métal d'apport au cours du soudage amène cette contrainte résiduelle transversale de compression à s'étendre dans tout le cordon de soudure. Il n'est pas étonnant de constater que le matériau dans le cordon de soudure n'est pas soumis à une contrainte résiduelle en tension car au cours du chauffage, cette zone est peu restreinte par le reste de la plaque et son expansion thermique est pratiquement libre. Dans le reste de la structure, les valeurs maximales atteintes sont de 155 MPa en tension pour la région qui entoure le joint soudé (zone b) et de -158 MPa en compression dans la région en dessous (zone c). Ces résultats pour la contrainte résiduelle transversale sont similaires aux résultats expérimentaux publiés par Radaj (1992). Cela signifie qu'un modèle

bidimensionnel peut être suffisant, dans certains cas, pour prédire les contraintes résiduelles transversales.

La distribution de la contrainte résiduelle normale dans la plaque soudée est montrée à la Figure 3.27. Les valeurs maximales atteintes sont de 76 MPa en tension dans la région sous le joint soudé (zone f) et de -88 MPa en compression dans la région à plus à droite (zone g).

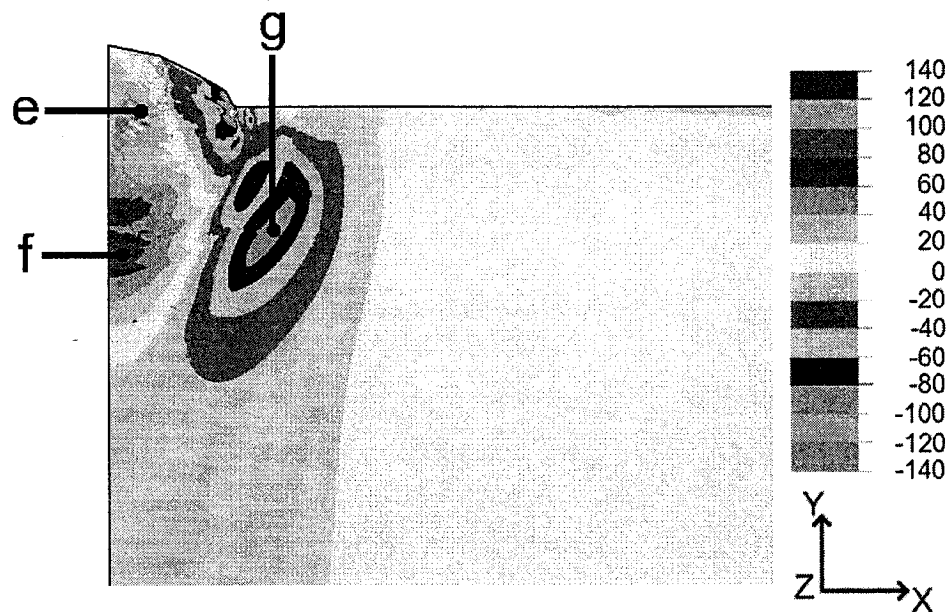


Figure 3.27 : Distribution de la contrainte résiduelle normale σ_{yres} dans la plaque soudée

Globalement, la distribution de la contrainte résiduelle normale induite par le soudage est similaire à celle générée par le chauffage local (voir Figure 3.17). L'ajout du métal d'apport amène la région en tension (zone f) à monter dans cordon de soudure, tout comme le fait la région en compression (zone g). Cette distribution ne correspond pas exactement aux données expérimentales publiées par Radaj (1992). Il s'agit cependant d'une contrainte secondaire qui est possiblement très influencée par la distribution de la contrainte résiduelle longitudinale.

Parallèlement, la distribution de la contrainte résiduelle de cisaillement, présentée à la figure suivante, est peu influencée par l'ajout du joint soudé.

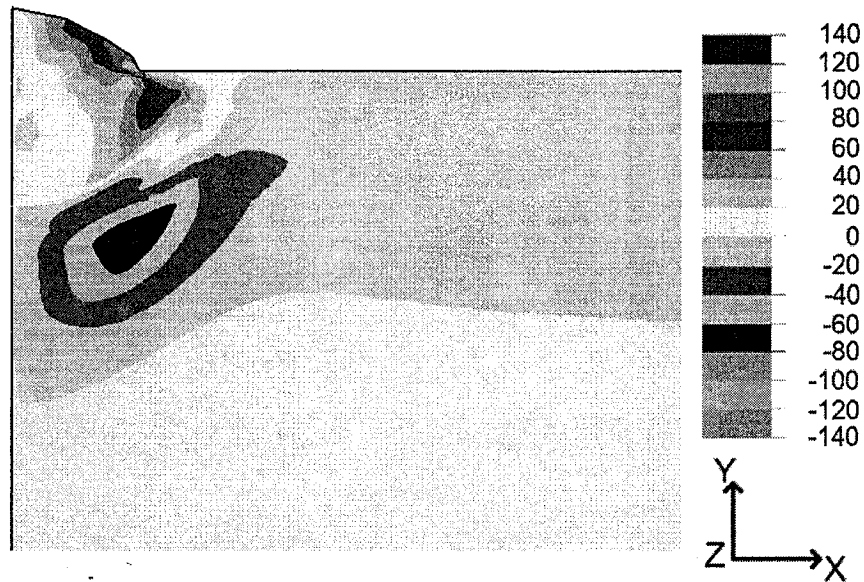


Figure 3.28 : Distribution de la contrainte résiduelle de cisaillement τ_{xyres} dans la plaque soudée

En effet, la distribution de la contrainte résiduelle de cisaillement est similaire à celle produite lors du chauffage local de la plaque mince (voir Figure 3.18). La contrainte de cisaillement positive dans le joint soudé est balancée par une contrainte de cisaillement négative dans la zone plus froide en dessous. En négligeant la région de concentration de contraintes à l'extrémité droite du cordon de soudure, les valeurs maximales atteintes sont situées entre 70 et -70 MPa approximativement.

3.7 Recommandations pour l'amélioration des performances du programme MEP

Dans le cadre des travaux de cette maîtrise, le programme de modélisation élasto-plastique MEP a été développé pour prédire les contraintes résiduelles induites par le soudage. Les résultats de plusieurs modélisations ont été comparés à ceux obtenus à l'aide de solutions analytiques connues afin de valider le programme et de minimiser la possibilité d'erreurs de programmation ou d'erreurs mathématiques. Ensuite, le programme a été utilisé pour modéliser le soudage d'une plaque d'acier ASTM A516.

Comme il a été mentionné précédemment, des capacités informatiques insuffisantes empêchent d'appliquer le programme MEP à la modélisation tridimensionnelle du soudage et, conséquemment, toute validation expérimentale du programme est pour le moment impossible à réaliser.

Pour corriger la situation, différentes solutions peuvent être envisagées. Tout d'abord, le nombre d'éléments utilisés pour la discrétisation spatiale du soudage pourrait avantageusement être diminué. Actuellement, il est nécessaire d'avoir un maillage dense dans tout le cordon de soudure, alors que les gradients de contrainte sont élevés seulement dans la région près de l'arc de soudage. Les résultats obtenus lors de la simulation élasto-plastique du joint soudé à l'aide du modèle bidimensionnel indiquent qu'au moins 400 000 éléments seraient nécessaires pour modéliser la plaque d'acier ASTM A516 dans sa totalité.

Avec une telle approche, le nombre d'éléments utilisés est beaucoup plus grand que ce qui est vraiment nécessaire pour obtenir une solution convergée à chaque incrément de temps. Le développement d'un algorithme de maillage adaptatif permettrait d'améliorer cet aspect. Pour la modélisation du soudage, un maillage adaptatif est un maillage qui serait raffiné à chaque incrément de force, en fonction d'un paramètre donné. Dans les travaux rapportés dans la littérature, le maillage adaptatif a été relié à la position de l'arc. De cette façon, les éléments sont denses dans la région où

les gradients de contraintes sont élevés. Plusieurs auteurs ont utilisé cette approche pour modéliser le soudage sur une longue distance, tout en minimisant le nombre de degrés de liberté nécessaire (Goldak et al, 1986). Le gain en temps de calcul associé à cette méthodologie est appréciable, le temps de calcul pouvant être diminué par un facteur allant jusqu'à dix.

Les études de convergence effectuées dans le cadre du présent travail ont démontré que la qualité de la solution dépend du maillage et du nombre d'incrément de temps utilisés pour discrétiser la montée en température. Une optimisation du nombre d'incrément de temps et du nombre de degrés de liberté permettra vraisemblablement de minimiser le temps de calcul nécessaire à l'obtention d'une solution convergée. À cet effet, tout maillage adaptatif utilisé pour le soudage ne devrait pas seulement dépendre de la position de l'arc, mais il devrait aussi permettre de minimiser toute erreur associée à une discrétisation spatiale insuffisante. Ainsi, dans les sections où les gradients sont élevés, le maillage doit être raffiné, alors que dans le reste de la structure, le maillage devient plus grossier. Le critère d'optimisation du maillage pourrait être l'erreur sur l'énergie ou tout autre paramètre jugé pertinent.

Une autre modification qui aiderait à diminuer le temps de calcul est l'imposition d'une « température limite ». Selon cette approche, la température maximale qui peut être atteinte dans le matériau est limitée à une valeur prédéterminée, égale à la « température limite ». Cette température limite n'est pas imposée lors de la simulation thermique du soudage, mais plutôt lors du choix des propriétés mécaniques de l'acier au cours de la simulation élasto-plastique. Dans le cadre de leurs recherches, Tekriwal et Mazumder (1991) ont examiné l'influence de la température limite sur la vitesse de convergence du calcul dans la modélisation élasto-plastique du soudage. Leurs résultats indiquent que l'utilisation du point de fusion comme température limite (« cut-off ») a exigé 50 % plus de temps de calcul que lorsque cette valeur était fixée à 1000 °C. La différence dans les temps de calcul s'explique principalement par le fait que le module de rigidité élasto-plastique est presque nul (plasticité parfaite) lorsque la température du

matériau est près de celle du point de fusion. Puisque la matrice de rigidité est initialement formée à partir de l'hypothèse que le matériau est élastique, le nombre d'itérations nécessaires pour que la convergence soit atteinte devient alors assez élevé.

À haute température, le comportement du matériau est d'ailleurs très difficile à modéliser. La principale limitation est le manque de données expérimentales disponibles dans la littérature. À cet effet, les propriétés mécaniques de l'acier ASTM A516 ont été obtenues en effectuant des essais de traction à différentes températures entre 20°C et 1000 °C. Actuellement, ce sont les valeurs des propriétés mécaniques de l'acier ASTM A516 à 1000 °C qui servent à effectuer les calculs pour toutes les températures supérieures à cette limite. Selon plusieurs auteurs, l'impact d'une telle simplification sur la distribution des contraintes est faible (Tekriwal et Mazumder, 1991; Pilipenko, 2001). Cependant, l'erreur peut être non négligeable, principalement lorsque le matériau atteint le point de fusion. Comme le montre la Figure 3.24, à la fin du soudage, le modèle actuel génère des contraintes entre -80 et 40 MPa dans la zone du bain de fusion, bien que le niveau de contrainte réel dans cette région ne peut être que nul. Cette lacune peut être corrigée en imposant que les contraintes soient nulles lorsque la température nodale dépasse le point de fusion du matériau. Dans leurs travaux, Davoud et Deng (2004) ont d'ailleurs utilisé un modèle dans lequel les déformations et les contraintes sont nulles dans le matériau en fusion.

De plus, il faut noter que dans le programme MEP, c'est la valeur de la déformation d'ingénierie qui est utilisée plutôt que la valeur de la déformation vraie. Il s'agit d'une approximation qui devra être corrigée au cours des prochains travaux, afin de représenter correctement le comportement mécanique du ASTM A516 pour des déformations importantes.

Dans le modèle présenté ici, le cordon de soudure est présent tout au long de la simulation. En réalité, le matériau du joint soudé est déposé sur la plaque lors du passage de l'arc. Si le procédé de soudage est modélisé au complet, pour toute la longueur du

joint et non seulement pour une tranche mince, il sera nécessaire d'activer les éléments seulement lors du passage de l'arc. Typiquement, le dépôt du métal fondu est modélisé en activant des éléments qui sont présents dès le début de la simulation, mais qui peuvent demeurer inactifs pendant une période spécifiée. Il s'agit d'une technique de « naissance d'éléments ». La désactivation des éléments n'est pas réalisée par l'élimination des éléments, mais bien en multipliant leur module élasto-plastique par un très petit coefficient, typiquement 1×10^{-6} . Dans un modèle élasto-plastique, les éléments ne devront pas accumuler les déformations et contraintes lorsqu'ils seront désactivés (Pilipenko, 2001). Pour ne pas ajouter une rigidité excessive selon la direction longitudinale, le modèle complet de la plaque devra être modifié afin que les éléments du cordon de soudure ne soient activés qu'au passage de l'arc.

Ces différentes solutions sont les principales améliorations à apporter au programme MEP pour qu'il soit applicable à la modélisation réaliste du phénomène du soudage. L'utilisation du maillage adaptatif est indéniablement la modification la plus importante, car le temps de calcul est la lacune principale du programme, dans sa forme actuelle.

3.8 Conclusion

Dans ce chapitre, le développement du programme MEP permettant de modéliser par la méthode des éléments finis le comportement élasto-plastique d'un joint soudé a été présenté. Pour différents algorithmes implémentés dans le programme, une première validation a été réalisée par la modélisation de quatre cas tests et en comparant les résultats numériques à des solutions analytique connues.

- Essai de traction uniaxiale
- Chargement avec changement de température
- Expansion thermique avec restriction géométrique
- Essai de flexion élasto-plastique

Pour chacun des cas tests, l'erreur numérique était faible, ce qui minimise le risque d'erreur mathématique ou de programmation.

Au cours des premières étapes de développement du programme MEP, la modélisation d'une plaque mince chauffée localement a été effectuée. Il s'agit d'un phénomène plus simple que le soudage, même si la chaleur générée est suffisante pour introduire une plastification locale du matériau et engendrer des contraintes résiduelles importantes.

Encore une fois, un effort a été fourni pour bien représenter les propriétés mécaniques de l'acier A516, le même acier que celui utilisé lors de l'essai expérimental de mesure de la température au cours du soudage présenté au Chapitre 2 . Le coefficient d'expansion thermique été déterminé a partir de différentes courbes expérimentales publiées dans la littérature. Dans le cadre des travaux de cette maîtrise, le changement volumétrique associé au changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite a été pris en considération dans la courbe de l'expansion thermique en fonction de la température. Par contre, le changement de phase solide $\leftrightarrow$ liquide n'a pas été considéré. Ensuite, des essais de traction uniaxiale effectués lors de travaux antérieurs ont été réutilisés dans le

cadre de ce mémoire pour évaluer la limite d'écoulement σ_Y , le module d'Young E et le paramètre de consolidation A en fonction de la température. Au-delà de 1000°C , aucune mesure expérimentale n'est disponible et le modèle considère que les propriétés du matériau restent inchangées.

L'analyse de la solution numérique du chauffage de la plaque mince a démontré que l'évolution des contraintes était cohérente dans son ensemble et exempte de singularités numériques.

Tout d'abord, la contrainte transversale σ_x est plus importante que la contrainte normale σ_y en raison du plan de symétrie et du fait que la source de chaleur est en surface dans la direction normale. Au cours du chauffage, le changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite de l'acier ASTM A516 engendre une contraction locale du matériau lors du chauffage. Cela se traduit dans la plaque par une discontinuité entre le matériau à haute température et le matériau n'ayant pas atteint la température de transformation. Pour cette raison les contraintes résiduelles de tension ne sont pas maximales dans la région la plus chaude à la fin du chauffage, mais bien dans le matériau autour qui n'a pas été affecté par la transformation de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite

De plus, la simulation élasto-plastique du chauffage de la plaque mince s'est avérée être très sensible au nombre d'incrément de temps utilisés, principalement en raison de la non-linéarité des propriétés mécaniques et de la contraction volumique de l'acier A516 au cours de la transformation ferrite $\leftrightarrow$ austénite. L'analyse de convergence a démontré qu'au moins 100 incrément de temps devaient être utilisés pour réduire les erreurs numériques associées à une mauvaise discrétisation temporelle du phénomène.

Finalement, le programme MEP a été utilisé pour modéliser le soudage de la plaque d'acier A516. Néanmoins, le nombre élevé d'incrément et de degrés de libertés nécessaires à la résolution de ce problème non-linéaire entraînait des temps de calculs

excessifs. Pour valider le programme, le temps de calcul a été réduit en ne modélisant seulement qu'une mince tranche de la plaque d'acier A516. Négliger la direction longitudinale a cependant rendu impossible toute validation expérimentale du programme à ce stade de développement.

L'analyse des résultats numériques a permis d'établir que l'évolution des contraintes au cours du soudage était globalement similaire à celle au cours du chauffage local de la plaque mince. Une fois encore, la contrainte transversale était plus importante que la contrainte normale. Le changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite a aussi amené des contraintes résiduelles de compression dans le bain de fusion et une contrainte résiduelle transversale maximale dans le matériau n'ayant jamais atteint la température de transformation. Par contre, l'ajout du métal d'apport au cours du soudage a tout de même amené la contrainte résiduelle transversale de compression à s'étendre à tout le cordon de soudure.

La limitation principale du programme MEP est que la modélisation d'une structure complète nécessite un très grand nombre d'éléments et d'incrémentes pour générer une solution convergée. L'approche suggérée pour améliorer cet aspect est de développer un algorithme de maillage adaptatif. Les travaux dans le cadre de ce mémoire ont démontré que la qualité de la solution dépend fortement du nombre d'incrémentes utilisés pour discrétiser la montée en température et qu'une optimisation des incréments de temps sera très utile pour réduire le temps de calcul.

À la fin du soudage, le modèle actuel génère des contraintes entre -80 et 40 MPa dans le bain de fusion, ce qui est théoriquement incorrect. Cette lacune devrait être corrigée en imposant les contraintes dans un élément à zéro lorsque la température de celui-ci dépasse le point de fusion du matériau. Advenant la possibilité de modéliser complètement la plaque, il sera d'ailleurs nécessaire d'activer les éléments seulement lors de passage de l'arc.

Conclusions et recommandations

Conclusions

Dans le cadre des travaux de ce mémoire, deux programmes basés sur la méthode des éléments finis ont été améliorés, testés et validés afin de prédire le champ de température, les distorsions et les contraintes induites par le procédé de soudage. Le programme THERM a permis de simuler l'historique thermique du procédé alors que le comportement élasto-plastique du joint soudé a été modélisé à partir de son historique thermique, à l'aide du programme MEP. Ces deux programmes ont été appliqués à la simulation du soudage d'une plaque d'acier ASTM A516 par le procédé GMAW.

Modélisation du champ de température

L'influence de la température sur la conductivité et la chaleur spécifique de l'acier ASTM A516 a été prise en compte à l'aide des données de la littérature. Le coefficient d'émissivité et le coefficient de convection ont été mesurés expérimentalement. Pour bien représenter le brassage et le creusage généré par l'arc, l'apport de chaleur a été modélisé par une distribution Gaussienne de la puissance de l'arc, à l'intérieur de deux ellipsoïdes de Goldak distincts. Les résultats de la simulation de l'historique thermique au cours du soudage de la plaque d'acier ont été validés à l'aide de mesures de température prises lors du soudage bout-à-bout d'une plaque d'acier ASTM A516 instrumentée de 15 thermocouples.

La comparaison entre le champ de température obtenu à l'aide du programme THERM et les valeurs mesurées a démontré que le modèle utilisé pouvait correctement représenter le transfert de chaleur qui s'est effectué au cours du soudage de la plaque. En effet, la température maximale calculée est de 916 °C alors que la valeur maximale mesurée est de 895 °C. En moyenne, l'écart entre les températures maximales mesurées

par l'ensemble des thermocouples et celles calculées est de l'ordre de 6,1 %. Il s'agit d'un écart assez faible pour la simulation d'un problème de transfert de chaleur en régime transitoire aussi complexe que le soudage. De plus, pour l'ensemble des 15 thermocouples situés entre 5 et 40 mm du centre du joint soudé, le temps prévu par la simulation pour atteindre la température maximale est sensiblement le même que celui observé lors de l'essai expérimental.

Afin de vérifier la qualité de la simulation thermique dans la région du joint soudé, la configuration du bain de fusion obtenue par la modélisation a été comparée à celle mesurée après la découpe de la plaque en son centre. Les résultats ont indiqué que la taille mesurée du bain de fusion était semblable à celle prévue par la simulation. Cependant, le bain de fusion réel est profond au centre et mince sur les côtés, alors que la simulation a généré un bain de fusion au profil elliptique. La différence entre le bain de fusion réel et le modèle est imputable aux forces exercées par l'arc sur le métal fondu, qui ne sont pas prises en compte dans le modèle actuel.

Modélisation du champ de contraintes résiduelles

Le champ de contraintes résiduelles induites par le soudage a été étudié à l'aide du programme MEP. La non-linéarité associée à la plastification du matériau a été prise en compte par la méthode itérative de « contrainte initiale » de Zienkiewicz. Pour différents algorithmes implantés dans le programme, une première validation a été réalisée par le biais de quatre cas tests (essai de traction uniaxiale, chargement avec changement de température, expansion thermique avec restriction géométrique, et essai de flexion élasto-plastique) dont la solution analytique est connue. Les résultats de la simulation numérique ont concordé parfaitement avec les résultats obtenus de la solution analytique pour les quatre cas étudiés.

Ensuite, la capacité du programme à prendre en compte l'influence de la température sur les propriétés mécaniques, le coefficient de dilatation thermique et le changement volumétrique associé à la transformation ferrite $\leftrightarrow$ austénite a été analysée. Pour diminuer le temps de calcul, l'étude a été réalisée à l'aide d'un modèle bidimensionnel d'une plaque mince d'acier ASTM A516 chauffée localement. Les résultats ont montré que bien qu'il s'agisse d'un phénomène plus simple que le soudage, la chaleur générée est suffisante pour introduire une plastification locale du matériau. Le nombre d'incrément de temps utilisés exerce une grande influence sur les résultats de la simulation élasto-plastique du chauffage de la plaque mince, principalement en raison de la non-linéarité des propriétés mécaniques et de la contraction volumique de l'acier ASTM A516 au cours de la transformation ferrite $\leftrightarrow$ austénite. L'analyse de convergence a démontré qu'au moins 100 incréments de temps doivent être utilisés pour obtenir une bonne discrétisation temporelle du phénomène. Les contraintes résiduelles transversales sont les plus élevées, atteignant 198 MPa en tension dans la région avoisinant la source de chaleur et -196 MPa en compression, dans les régions qui sont demeurées plus froides lors de l'application du chauffage. Dans ces régions respectives, les contraintes résiduelles normales ont atteint 46 MPa en tension et -36 MPa en compression.

Finalement, le programme MEP a été utilisé pour modéliser le soudage d'une plaque d'acier ASTM A516. Le temps de calcul excessif associé à une modélisation 3D, qui tiendrait compte du déplacement de l'arc, a été réduit en appliquant un modèle bidimensionnel pour l'étude d'une tranche mince de la plaque d'acier ASTM A516; la distribution des contraintes résiduelles selon la direction longitudinale de la plaque n'a donc pas été étudié. Les résultats ont montré que l'évolution des contraintes au cours du soudage est globalement similaire à celle observée au cours du chauffage local de la plaque mince. Lors du soudage, la contrainte transversale maximale est plus importante (257 MPa) que la contrainte normale maximale (76 MPa). Le changement de phase ferrite $\leftrightarrow$ austénite induit des contraintes résiduelles transversales de compression dans

le bain de fusion et dans la zone plus froide en dessous du joint soudé (-158 MPa), ainsi que des contraintes résiduelles transversales de tension dans le matériau autour du joint soudé qui n'a pas atteint la température de transformation (155 MPa). L'ajout du métal d'apport au cours du soudage a tout de même amené la zone de contrainte résiduelle transversale de compression à s'étendre à tout le cordon de soudure.

Recommandations

1) La comparaison entre les valeurs expérimentales du champ de température et les valeurs calculées a clairement démontré la capacité du programme THERM à représenter avec précision l'historique thermique associé au passage d'un arc de soudage. Par contre, le modèle actuel est limité quant à sa capacité de représenter la configuration exacte du bain de fusion. L'arc génère des forces qui tendent à repousser le métal fondu. Au centre, le métal solide devient directement exposé à l'arc, causant un creusage excessif et une pénétration plus grande que celle anticipée. La modification importante qui pourrait être apportée au programme THERM pour améliorer la solution numérique serait d'introduire un modèle de mécanique des fluides dans le programme pour représenter le bain de fusion. Cela permettrait de prendre en considération le transfert de masse et les mouvements convectifs dans le métal fondu, ainsi que les forces exercées par l'arc sur le bain de fusion.

2) La limitation principale du programme MEP, dans sa forme actuelle, est associée au nombre très élevé d'éléments et de pas de calcul requis pour l'obtention d'une solution qui converge. Présentement, il est nécessaire d'avoir un maillage dense dans tout le cordon de soudure alors que les gradients de contraintes sont élevés seulement dans la région avoisinant la position de l'arc de soudage. Le problème étant non-linéaire, le temps de calcul est déraisonnable avec les capacités informatiques disponibles. Cela rend impossible toute validation expérimentale du programme.

L'approche suggérée pour corriger cette lacune est de développer un algorithme de maillage adaptatif basé sur la position de l'arc.

3) Si les capacités informatiques permettent de modéliser le procédé de soudage en considérant le déplacement de l'arc, le programme devrait permettre d'activer les éléments du cordon de soudure seulement lors du passage de l'arc.

4) À la fin du soudage, le modèle actuel génère des contraintes entre -80 et 40 MPa dans le bain de fusion, ce qui est théoriquement incorrect. Cette lacune devrait être corrigée en imposant que les contraintes dans un élément soient nulles lorsque la température de celui-ci dépasse le point de fusion du matériau.

RÉFÉRENCES

ALBERG, H. et D. Berglund. *Comparison of plastic, viscoplastic, and creep models when modelling welding and stress relief heat treatment*, Computer methods in applied mechanics and engineering, Vol. 192, 2003, p. 5189-5208

BRADLEY, G.R. et M.N. James. *Residual stresses/strains induced by the metal inert gas and friction stir welding processes*, Department of mechanical and marine engineering, University of Plymouth, England, Février 2000, 80 p.

BRITISH IRON AND STEEL RESEARCH ASSOCIATION, *Physical constants of some commercial steels at elevated temperatures*, London Butterworths Scientific Publications, 1953.

BROWN, S. et H. Song. *Finite element simulation of welding of large structures*, Transactions of the ASME : Journal of engineering for industry, Vol. 114, Novembre 1992, p. 441-451

CASALINO, G., S.J. Hu et W. Hou. *Deformation prediction and quality evaluation of the gas metal arc welding butt weld*, Wilson Applied Science & Technology Abstracts, v. 217, no. 11, , Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 2003, p. 1615-1622

CHAN, C., J. Mazumder et M.M. Chen. *Fluid flow in laser melted pool*, Modeling of casting and welding processes II, American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, États-Unis, 1984, p. 297-317

CHON L.T. *Modeling of thermal behavior of metals during welding*, Trends in welding research in the United States : proceedings of a conference, American Society for Metals, États-Unis, 1982, p. 91-108

CHRISTENSEN, N., V. de L. Davies et K. Gjermundsen. *Distribution of temperatures in arc welding*, British Welding Journal, Vol. 12, No. 2, Février 1965, p. 54-75

COOK, R.D., D.S. Markus et M.E. Plesha. *Concepts and applications of finite element analysis*, 4e édition, New York, John Wiley & Sons, 2002, 719 p.

DAVOUD, M.S. et X. Deng. *Finite element modeling of GMAW process; evolution and formation of residual stress upon cooling*. ASME, Heat transfer division (Publication) HTD, v. 375, no. 3, Proceedings of the ASME heat transfer division, 2004, p. 371-377

DeGARMO, E. P., J. L. Meriam, F. Johanssen. *The effect of weld length upon the residual stresses of unstrained butt welds*, Welding Journal, Vol. 25, No. 8, 1946, p. 485s-486s

DONG, P. *Modeling of weld residual stresses and distortions : computational procedures and applications*, Keynote Lecture – Proceedings of The Sixth International Conference on Residual Stresses (ICRS-6), Oxford, Angleterre, Juillet 10-12 2000, p. 1223-1335

DUPONT, J.N. et A.R. Marder. *Thermal efficiency of arc welding processes*, Welding Journal, Vol. 74, No. 12, Décembre 1995, p. 406-s-416-s

FRIEDMAN, E. *On the calculation of temperatures due to arc welding*, Modeling of casting and welding processes II, American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, États-Unis, 1984, p. 388-399

GALE, W.F. et T.C. Totemeier. *Smithells Metals Reference Book*, 8e édition, London, England, Elsevier Butterworth-Heinemann, 2004

GOLDAK, J.A., M. Bibby et J. Moore. *Computer Modeling of Heat Flow in Welds*, Metallurgical transactions B, Vol. 17B, Septembre 1986, p. 587-600

GOLDAK, J., A. Chakravarti et M. Bibby. *A New finite element model for welding heat sources*, Metallurgical Transactions B : Process Metallurgy, Vol. 15B, No. 2, Juin 1984, p. 299-305

INCROPERA, F.P. et D.P. Dewitt. *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*, 5^e édition, New York, John Wiley & Sons, 2002, 981 p.

KATSAREAS, D.E., C. OHMS et A.G. Youtsos. *On the performance of a commercial finite element code in multi-pass welding simulation*. ASME, Pressure Vessels and Piping Division (Publication) PVP, v. 477, Design and analysis of pressure vessels, heat exchangers and piping components, 2004, p. 29-37

KOU, S. *Welding Metallurgy*, 2e édition, Hoboken, NJ, John Wiley & Sons, 2003, 461 p.

LANTEIGNE, J. *Simulation élasto-plastique 2D du martelage : application à l'acier au carbone A-516 et à l'acier inoxydable 304*, IREQ-2004-172, Varennes, Septembre 2004, 73 p.

LANTEIGNE, Jacques, D.A. Bouffard et C. Baillargeon. *Simulation du soudage par la méthode des éléments finis : Prédiction des distorsions et des contraintes résiduelles. Partie 1. Validation théorique et expérimentale du module 'analyse thermique' du programme IREQ*, IREQ-2002-215-C, Varennes, Décembre 2002, 47 p.

MASUBUCHI, K., Analysis of welded structures, Pergamon Press, Oxford, 1980.

MOORE, J.E., M.J. Bibby et J.A. Goldak. *A comparison of the point source and finite element schemes for computing weld cooling*, Welding research : the state of the art : proceedings of the JDC University conjunction with ASM Materials week '85, American Society for Metals, Canada, 1986, p. 1-9

- NAMI, M.R., M.H. Kadivar et K. Jafarpur. *3D thermo-viscoplastic modeling of welds : effect of piece-wise welding on thermo-mechanical response of thick plate weldments*. Iranian journal of science and technology, Transaction B : engineering, v. 28, no. 4 B, 2004, p. 467-478
- NIKISHKOV, G.P. Introduction to the finite element method, Lecture Notes, 2004, University of Aizu, 55 p.
- PAVELIC, V., R. Tanbakuchi et O.A. Uyehara. Welding Journal Research Supplement, Vol. 48, 1969, p. 295s-305s
- PILIPENKO, A. *Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding. Their mitigation techniques*. Department of machine design and materials technology, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norvège, Juillet 2001, 222 p.
- RADAJ, D. *Heat effects of welding*, Springer-Verlag, Berlin, 1992, 348 p.
- ROSENTHAL, D. Transactions ASME, Vol. 68, 1946, p. 848-865
- TEKRIWAL, P. et J. Mazumder. *Transient and residual thermal strain-stress analysis of GMAW*, Transactions of the ASME : Journal of engineering materials and technology, Vol. 113, Juillet 1991, p. 336-343
- TOULOUKIAN, Y.S. et C.Y. Ho. Thermophysical properties of matter, Vol. 1, Thermal conductivity : Metallic elements and alloys, Plenum Publishing Corporation, 1970
- TOULOUKIAN, Y.S. et C.Y. Ho. Thermophysical properties of matter, Vol. 4, Specific heat : Metallic elements and alloys, Plenum Publishing Corporation, 1970
- TOULOUKIAN, Y.S. et C.Y. Ho. Thermophysical properties of matter, Vol. 7, Thermal radiative properties : Metallic elements and alloys, Plenum Publishing Corporation, 1970

TSAI, N.S. et T.W. Eagar. *Changes of weld pool shape by variations in the distribution of heat source in arc welding*, Modeling of casting and welding processes II, American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, États-Unis, 1984, p. 317-328

VAN WYLEN, G. J., R. E. Sonntag et P. Desrochers. *Thermodynamique appliquée*, 2e Édition, Ottawa, Éditions du Renouveau Pédagogique, 1992, 781 p.

WATKINS, A.D., H.B. Smartt and C.J. Einerson. *Heat transfer in gas metal arc welding*, Proceedings Recent Trends in Welding Science and Technology, eds. S.A. David et J.M. Vitek., ASM International, Materials Park, Ohio, 1989, p. 19-23

WIKANDER, L., L. Karlsson et M. Näsström. *Thermomechanical FE plane models of welding*, Modeling of casting, welding and advanced solidification processes VI, Edited by T.S. Piwonka, Minerals, metals & materials society, 1993, p. 553-560

ZACHARIA, T., J.M. Vitek et J.A. Goldak. *Modeling of fundamental phenomena in welds*, Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering, Vol. 3, No. 2, Mars 1995, p. 265-288

ZIENKIEWICZ, O.C., S. Valliappan et I.P. King. *Elasto-plastic solutions of engineering problems "initial stress", finite element approach*, International journal for numerical methods in engineering, Vol. 1, 1969, p. 75-100

ZINN, W. et B. Scholtes. *Residual stress formation processes during welding and joining*. Handbook of residual stress and deformation, ASM international, Ohio, Mars 2002, p. 392-396

Annexe A

Validations analytiques des différentes fonctionnalités du programme MEP

Pour valider différentes fonctionnalités du programme de modélisation élasto-plastique du soudage MEP, quatre cas tests ont été reproduits puis comparés à des solutions analytiques connues :

- Essai de traction uniaxiale (Section A.1)
- Chargement avec changement de température (Section A.2)
- Expansion thermique avec restriction géométrique (Section A.3)
- Essai de flexion élasto-plastique (Section A.4)

Ces différentes validations ont été reconduites à chaque nouvelle version du programme, afin de s'assurer qu'aucune erreur de programmation n'avait été introduite.

A.1 Modélisation d'un essai de traction uniaxiale

Tout d'abord, le programme MEP a été utilisé pour reproduire le comportement de l'acier ASTM A516 lors d'un essai de traction uniaxiale. Une telle validation peut sembler simple, mais elle permet d'évaluer plusieurs fonctions du programme, comme la construction des matrices de rigidité élastique et élasto-plastique.

Elle permet d'évaluer la stabilité et la précision de l'algorithme basé sur la méthode de Zienkewicz, mais aussi de vérifier l'exactitude des propriétés mécaniques de l'acier A516 introduites dans le programme.

Enfin, il s'agit aussi d'une validation de type « Patch Test », car elle évalue la capacité du modèle de représenter un état de déformation uniforme.

La Figure A.1 montre le modèle utilisé pour reproduire un essai de traction.

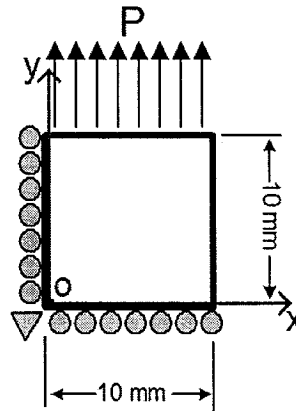


Figure A.1: Modèle utilisé pour reproduire un essai de traction uniaxiale

Même si le modèle présenté à la figure précédente est bidimensionnel, le programme est compatible autant avec une analyse 2D qu'une analyse 3D. À cet effet, cinq éléments différents peuvent être utilisés par le programme MEP :

- Tri3 : Élément 2D linéaire – Triangle à 3 noeuds
- Quad4 : Élément 2D linéaire – Rectangle à 4 noeuds
- Tri6 : Élément 2D quadratique – Triangle à 6 noeuds
- Quad8 : Élément 2D quadratique – Rectangle à 8 noeuds
- Hex8 : Élément 3D linéaire – Brique à 8 noeuds

Pour chaque type d'élément, le nombre de points d'intégration peut être ajusté.

Les résultats se sont avérés être identiques pour tous les éléments. Seuls les résultats du modèle 3D sont présentés à la Figure A.2. Pour cette validation, 125 éléments HEX8 de 2 mm ont été utilisés et un chargement réparti P de 550 MPa dans la direction Y a été divisé en 1000 incréments identiques.

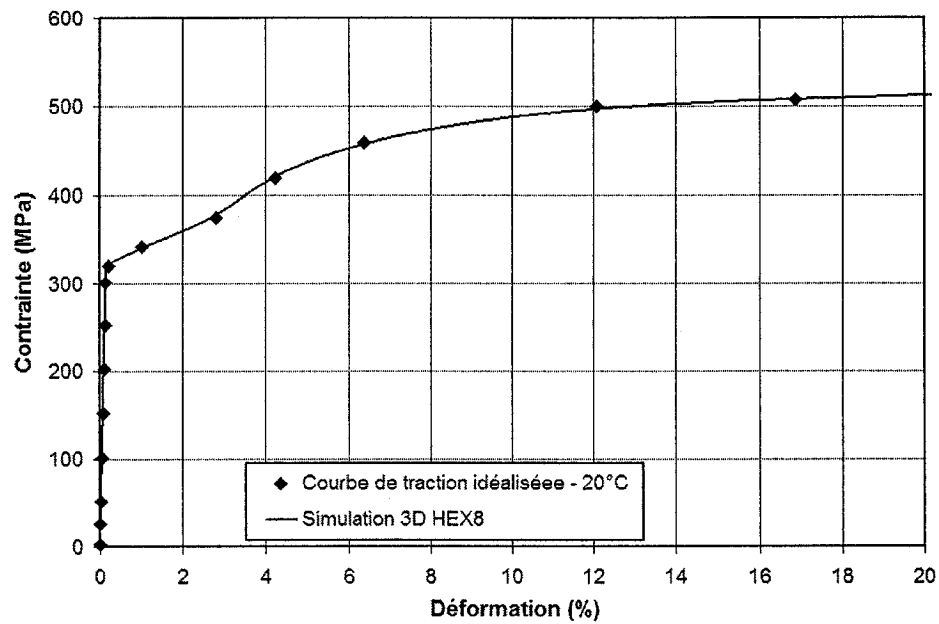


Figure A.2 : Comparaison entre la simulation et la courbe de traction expérimentale à 20°C

La figure précédente permet de comparer les résultats de la simulation à la courbe de traction de l'acier A516 à 20°C. Cette courbe provient d'essais expérimentaux et sa construction est décrite à la section 3.3.3.

La Figure A.3 montre plus spécifiquement le domaine élastique et le début du domaine plastique pour les deux mêmes courbes.

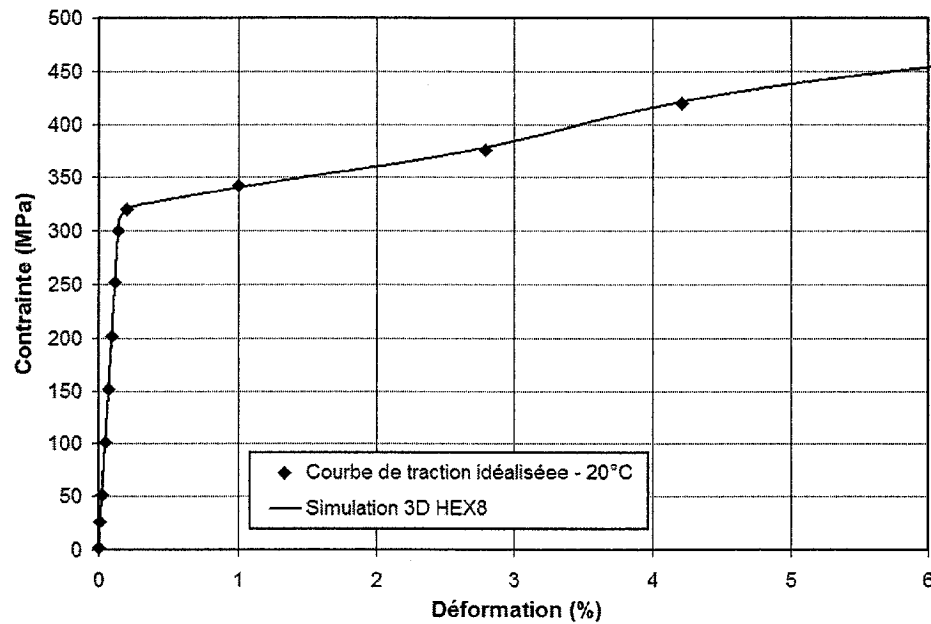


Figure A.3 : Comparaison entre la simulation et la courbe de traction expérimentale à 20 °C pour une faible déformation plastique

En utilisant 1000 incréments de force, la méthode de Zienkiewicz peut représenter correctement le comportement mécanique de l'acier A516. En fait, tout au long du chargement, l'erreur sur la déformation est de moins de 0,1 %, alors que l'erreur sur la contrainte est négligeable. Cela démontre la validité de l'approche de Zienkiewicz implémentée, de même que l'exactitude de la matrice de rigidité élasto-plastique développée par le critère de plasticité de Von Mises.

A.1.1 Analyse de convergence

La capacité du programme à modéliser correctement le comportement en traction d'un matériau dépend fortement du nombre d'incréments de force utilisés. Les figures A.4 et A.5 illustrent la convergence du programme en fonction du nombre d'incréments de force utilisés, pour trois méthodes itératives différents, soit celle de Newton-Raphson, de Newton-Raphson modifiée et de Zienkiewicz. Ces méthodes sont décrites à la section

1.3.2. La Figure A.4 décrit la convergence du programme en fonction du nombre d'incrément de force utilisés pour un essai de traction avec plastification modérée (déformation plastique de 1,46 %)

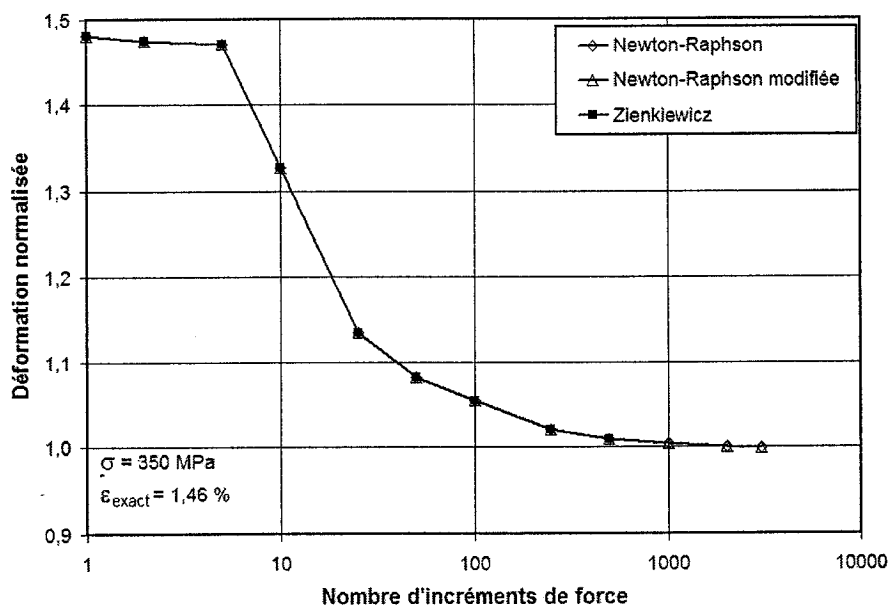


Figure A.4 : Analyse de la convergence du programme en fonction du nombre d'incrément de force utilisés pour un essai de traction avec plastification modérée

La Figure A.5 décrit la convergence du programme en fonction du nombre d'incrément de force utilisés pour un essai de traction avec plastification importante (déformation plastique de 51,7 %)

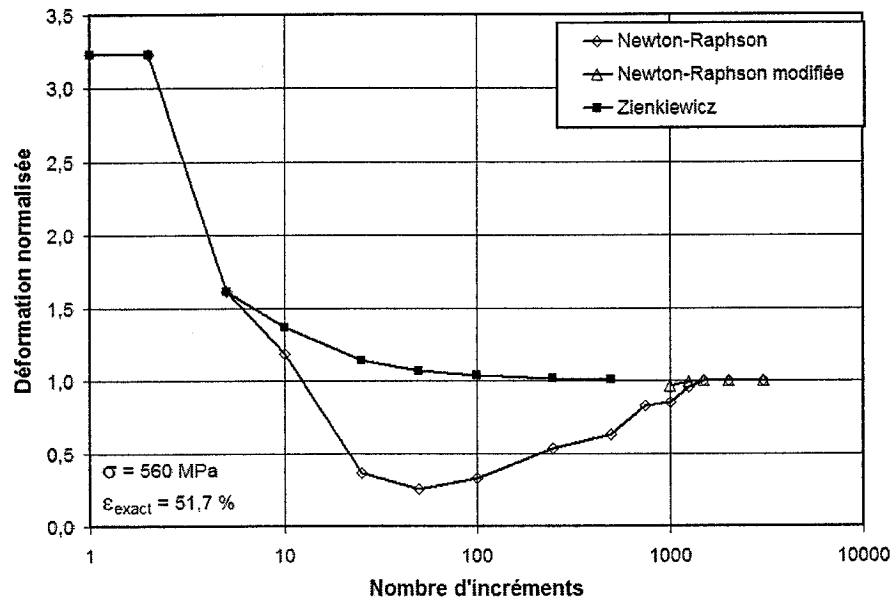


Figure A.5 : Analyse de la convergence du programme en fonction du nombre d'incréments de force utilisés pour un essai de traction avec plastification importante

Pour une déformation plastique modérée, soit moins de 1,5 %, les trois approches du programme ont le même comportement. Dans le cas d'un essai de traction uniaxiale, 100 incréments sont nécessaires par la méthode de Zienkiewicz pour obtenir une erreur relative $\varepsilon/\varepsilon_{\text{ref}}$ inférieure à 0,05 par rapport déformation exacte. Cependant, l'erreur sur la contrainte est pratiquement négligeable, peu importe le nombre d'incréments de force.

Dans le cas d'un chargement entraînant une déformation importante, soit 51,7 % dans le cas présenté à la Figure A.5, la convergence varie beaucoup d'une méthode à une autre. Il s'avère que la méthode de Zienkiewicz requiert beaucoup moins d'incréments de force pour converger vers la valeur de déformation cible. En fait, pour obtenir une erreur relative inférieure à 5 % de la déformation exacte, la méthode de Zienkiewicz nécessite 75 incréments, la méthode de Newton-Raphson modifiée 1000 et la méthode de Newton-Raphson 1250. Par contre, le nombre d'itérations par incrément de force est

jusqu'à 100 fois plus élevé par la méthode de Zienkiewicz que par les deux autres approches.

Ainsi, l'analyse des deux cas étudiés nous indique que 100 incréments de force par la méthode de Zienkiewicz sont suffisants pour assurer un calcul précis. Dans la mesure où il est possible d'anticiper le chargement dans la structure à modéliser, il est préférable de minimiser le nombre d'incrémentes pour obtenir une solution acceptable.

Ainsi, 100 états de température sembleraient être suffisants pour la modélisation élasto-plastique du chauffage d'un élément lors du soudage

A.2 Modélisation d'un essai de traction uniaxiale avec changement de température

Puisque le procédé du soudage est un problème élasto-plastique caractérisé par d'importants changements de température, il est primordial d'évaluer le comportement du programme lorsque la température varie.

Bien entendu, si la température du matériau varie, les propriétés mécaniques de ce dernier changent aussi. Cet aspect ne nécessite que de caractériser les propriétés mécaniques du matériau en fonction de la température.

Par contre, lorsque la température du matériau varie alors qu'il est contraint, la distribution des contraintes et des déformations dans la pièce change aussi. Dans le programme MEP, lorsque la température varie, un nouvel état de contrainte pouvant être supporté par le matériau est évalué. À ce nouvel état de contraintes est associé des contraintes à balancer pour rétablir l'équilibre. Ces contraintes à balancer sont imposées au matériau à la nouvelle température. Cet algorithme est décrit à la section 3.1.2. La Figure A.6 illustre le résultat de cette approche pour l'acier ASTM A516.

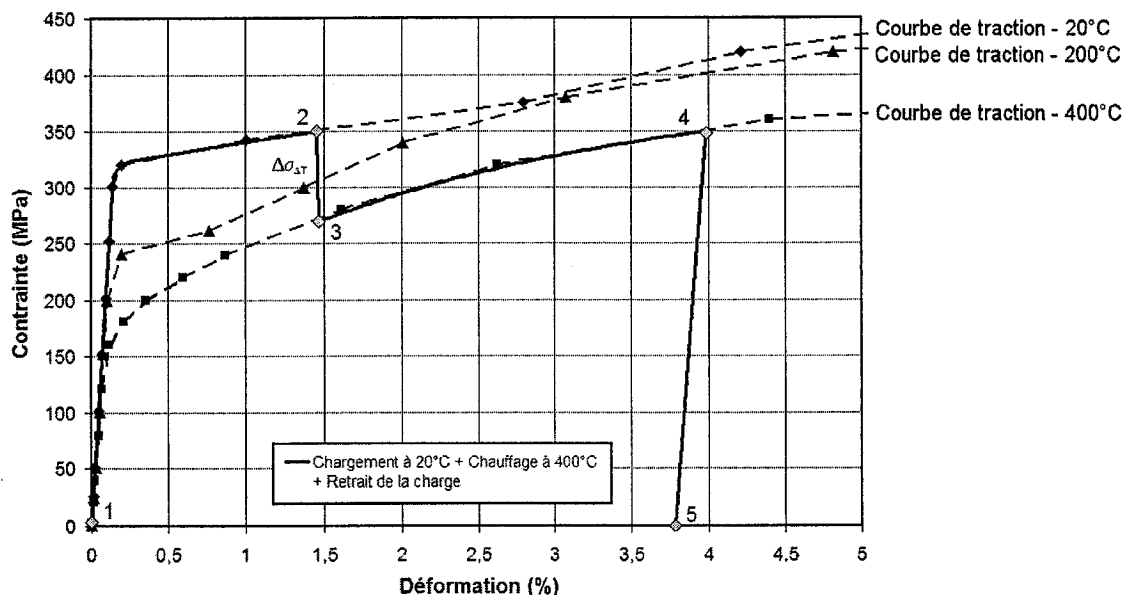


Figure A.6 : Simulation d'un essai de traction uniaxiale à 20°C, suivi d'un chauffage uniforme à 400°C et d'un retrait de la charge

Dans le cas étudié, le matériau à 20°C est soumis à une contrainte de 350 MPa (Segment 1-2). Lorsque le matériau est chauffé tout en étant contraint, la variation de la température engendre un nouvel état de contrainte (3) et une contrainte à balancer $\Delta\sigma_{\Delta T}$. Cette nouvelle contrainte à balancer est imposée au modèle à la nouvelle température de 400°C (Segment 3-4). Ainsi, l'augmentation de la température d'une pièce soumise à une charge constante entraîne une augmentation de la déformation, ce qui correspond à la réalité. Lorsque le chargement est retiré, la déformation plastique demeure importante (Segment 4-5).

Pour éviter une erreur significative sur la modélisation du comportement de l'acier ASTM A516, le cas test de chargement avec changement de température indique qu'en plus de discrétiser la montée en température par un nombre suffisant d'incréments, il est important de diviser les contraintes à balancer suite à un changement de température en plusieurs incréments. Si 100 états de températures sont utilisés pour représenter le chauffage, les tests indiquent que les contraintes à balancer devront être divisées en seulement 2 incréments.

A.3 Modélisation d'une expansion thermique avec restrictions géométriques

Un changement de température n'entraîne pas seulement une variation des propriétés du matériau et une redistribution des contraintes à l'intérieur de la pièce, mais plus important encore, il entraîne une variation du volume du matériau. C'est cette variation de volume qui génère des contraintes dans le matériau lorsque celui est restreint géométriquement ou lorsque la variation est non-uniforme dans la pièce. Dans le cas du soudage de l'acier ASTM A516, c'est l'expansion thermique de la zone soudée qui contraint le matériau, le plastifie, puis induit des contraintes résiduelles lors du refroidissement. Il est donc primordial d'évaluer si le programme MEP est en mesure d'appliquer correctement l'expansion thermique associée à une variation de température donnée. Le modèle utilisé pour évaluer ce phénomène est représenté à la figure suivante :

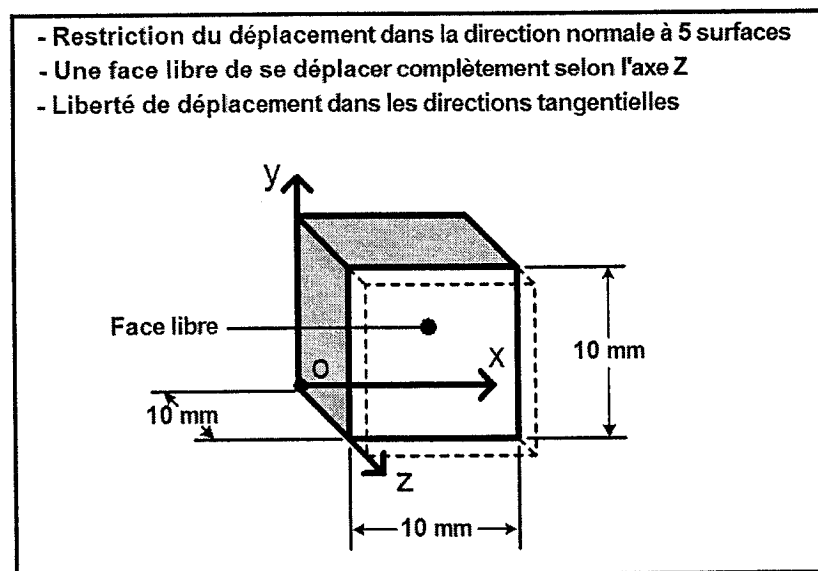


Figure A.7 : Modèle utilisé pour reproduire l'expansion thermique d'une pièce d'acier ASTM A516 restreinte géométriquement

La pièce modélisée ne peut pas subir une expansion thermique libre, car le déplacement dans la direction normale à cinq faces est restreint. Par contre, la pièce est libre de se déplacer complètement sur une face et dans les deux directions tangentielles sur les cinq autres faces.

Pour ce cas test, les paramètres de modélisation suivants ont été utilisés :

- Coefficient de dilatation thermique α constant à $1,15 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$
- Changement de température ΔT de 30°C
- Module d'Young E constant à $212,4\text{GPa}$
- Coefficient de Poisson ν constant à $0,3$

En considérant la température uniforme dans toute la pièce, on peut utiliser la relation générale entre les déformations et les contraintes pour résoudre le problème

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)] + \alpha \Delta T \quad (\text{A.1})$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_z + \sigma_x)] + \alpha \Delta T \quad (\text{A.2})$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)] + \alpha \Delta T \quad (\text{A.3})$$

En utilisant les paramètres de modélisation décrits précédemment, on obtient les équations suivantes :

$$0 = \frac{1}{212,4e9} [\sigma_x - 0,3(\sigma_y)] + (1,15e - 5) \cdot 30 \quad (\text{A.4})$$

$$0 = \frac{1}{212,4e9} [\sigma_y - 0,3(\sigma_x)] + (1,15e - 5) \cdot 30 \quad (\text{A.5})$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{212,4e9} [-0,3(\sigma_x + \sigma_y)] + (1,15e - 5) \cdot 30 \quad (\text{A.6})$$

Il s'agit d'un système de 3 équations et 3 inconnues, soit ε_z , σ_x et σ_y .

Le tableau suivant montre le comportement du programme par rapport à la solution analytique.

Tableau A.1 : Comparaison entre la simulation et la solution analytique pour l'expansion d'un bloc restreint géométriquement

Variable	Solution Analytique	Simulation
σ_x (MPa)	-104,68	-104,69
σ_y (MPa)	-104,68	-104,69
ε_z (%)	0,0296	0,0295

Les résultats de la simulation numérique sont identiques à la solution analytique. Toute différence serait inacceptable, car elle ne pourrait être générée que par une erreur numérique fondamentale. Il s'agit cependant d'un problème purement élastique, et le comportement du modèle est fortement différent lorsque le changement de température engendre une plastification du matériau, comme le montre l'évolution de la contrainte σ_x en fonction de la température à la Figure A.8.

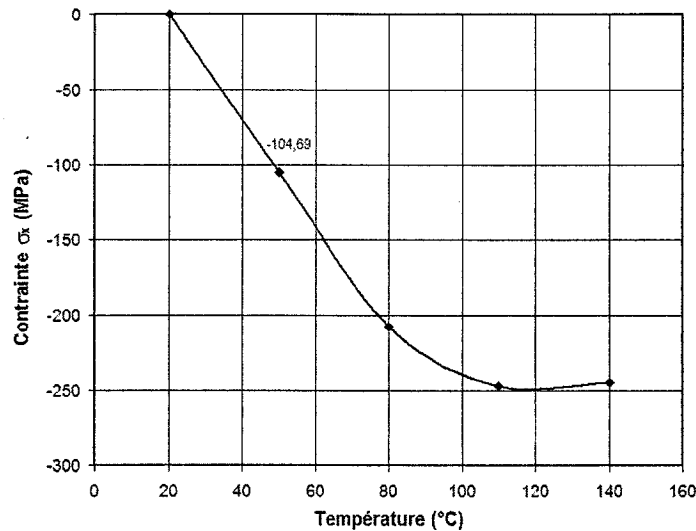


Figure A.8 : Contrainte σ_x en fonction de la température dans la pièce restreinte géométriquement

La figure précédente montre que l'expansion thermique n'entraîne plus une augmentation de la contrainte lorsque la limite d'élasticité est atteinte, bien au contraire. Au fur et à mesure que la température augmente, le matériau est de moins en moins rigide et la limite d'élasticité diminue, ce qui permet au matériau d'être plastifié par l'expansion thermique sans engendrer de contraintes importantes.

On peut transposer cette simulation au soudage en considérant que le matériau dans le bain de fusion prend de l'expansion, mais est incapable d'être le siège de contraintes importantes. La validation effectuée dans le cadre de ce rapport permet donc de démontrer la capacité du programme à modéliser les contraintes issues de l'expansion thermique du joint soudé, autant pour un matériau élastique qu'élasto-plastique.

A.4 Modélisation d'un essai de flexion

Avant de modéliser le comportement élasto-plastique d'un joint soudé, une dernière validation du programme s'impose, soit la modélisation d'un essai de flexion

avec plastification du matériau. Cette validation permet de vérifier la capacité du programme à représenter un chargement entraînant des gradients de contraintes importants et une plastification localisée. La Figure A.9 montre le modèle de flexion utilisé.

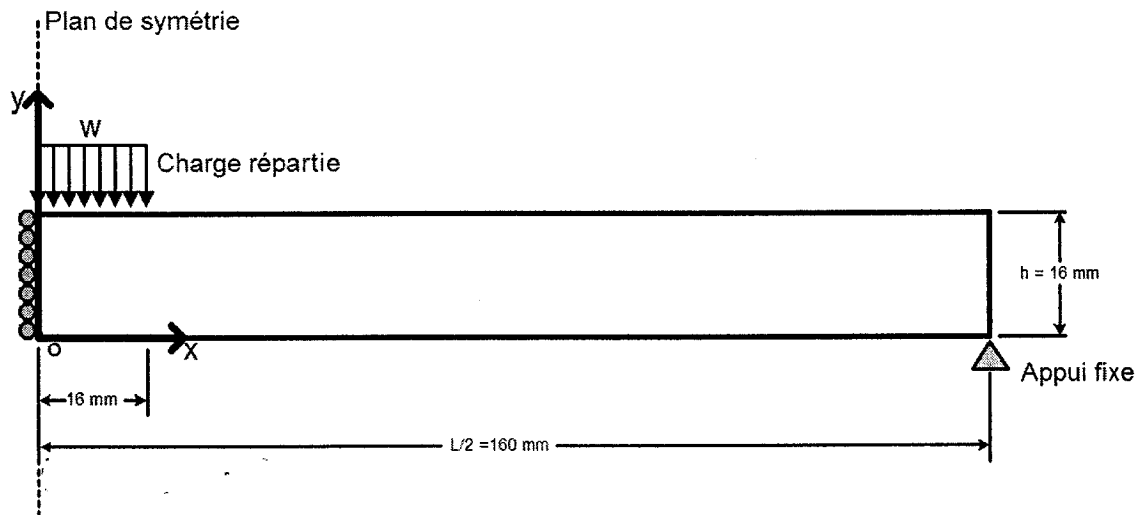


Figure A.9 : Modèle utilisé pour reproduire un essai de flexion élasto-plastique

Le modèle est une poutre en flexion dont seulement la moitié est considérée par symétrie. Ainsi, le plan de symétrie est représenté par une restriction de déplacement dans la direction X. L'épaisseur b de la poutre est de 1 mm. Aussi, le chargement W est une force linéaire de -12 N/mm répartie sur 16 mm. C'est pour éviter une concentration de contrainte que le modèle choisi est une poutre appuyée au deux bouts et chargée en son centre. Une poutre encastrée ou appuyée en son centre aurait engendré une concentration de contraintes dans la zone plastifiée, empêchant toute comparaison avec une solution analytique.

Afin d'être en mesure de représenter correctement la variation de la contrainte σ_x selon la direction Y, une section de la poutre est discrétisée par 64 éléments QUAD4, tel qu'illustré à la Figure A.10.



Figure A.10 : Maillage utilisé pour l'essai de flexion élasto-plastique

À partir de ce modèle, trois cas différents sont analysés pour valider le programme :

- matériau purement élastique;
- matériau élastique - parfaitement plastique;
- acier A516.

A.4.1 Solution analytique du problème pour un matériau purement élastique

Avant d'évaluer l'algorithme élasto-plastique du programme, celui-ci doit pouvoir représenter un problème purement élastique. Dans ce cas-ci, la solution analytique est facilement calculée à partir des deux équations suivantes.

$$\frac{dV}{dx} = -q \Rightarrow V_2 - V_1 = - \int_{x_1}^{x_2} q dx \quad (\text{A.7})$$

$$\frac{dM}{dx} = -V \Rightarrow M_2 - M_1 = - \int_{x_1}^{x_2} V dx \quad (\text{A.8})$$

Où V est l'effort tranchant, M le moment fléchissant et q une charge répartie.

Ainsi, la variation de l'effort tranchant correspond à l'aire sous la courbe du diagramme de la charge répartie entre les deux extrémités de la poutre selon X. La variation du moment fléchissant correspond à l'aire sous la courbe du diagramme de l'effort tranchant entre ces mêmes deux limites. L'utilisation de cette approche permet d'obtenir les diagrammes de l'effort tranchant et du moment fléchissant pour toute la poutre, aux figures A.11 et A.12.

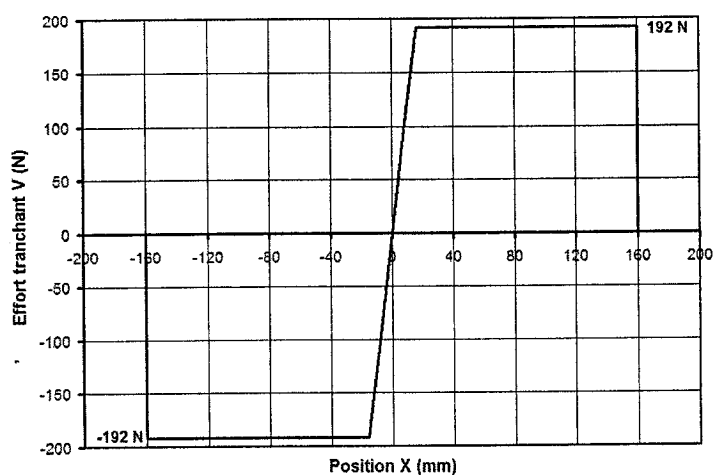


Figure A.11 : Diagramme de l'effort tranchant pour la poutre en flexion élastique

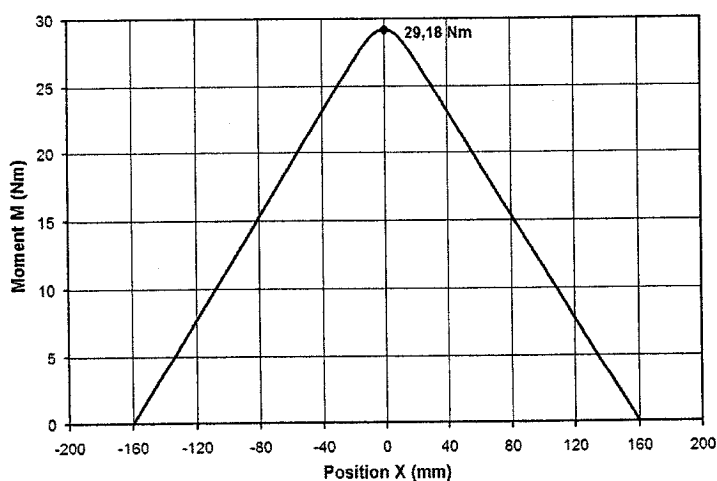


Figure A.12 : Diagramme du moment fléchissant pour la poutre en flexion élastique

La distribution du moment fléchissant de la figure précédente est utilisée dans l'équation suivante pour obtenir la contrainte maximale dans la fibre inférieure de la poutre.

$$\sigma_{x \max} = \frac{Mc}{I} \quad (\text{A.9})$$

Où c est la demi hauteur de la section et I est l'inertie de la section.

En considérant la relation précédente pour un matériau élastique, on obtient la distribution de la contrainte maximale illustrée à la Figure A.13.

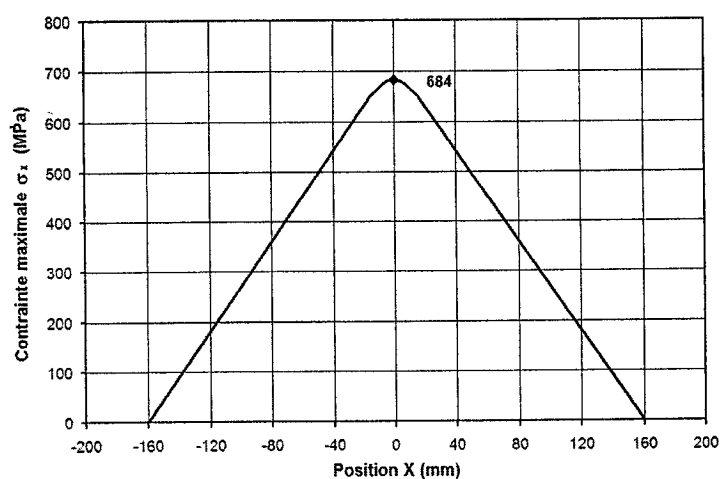


Figure A.13 : Distribution de la contrainte σ_x pour la poutre en flexion avec un matériau élastique

A.4.2 Solution analytique du problème avec un matériau élastique - parfaitement plastique

La distribution du moment fléchissant pour un matériau élastique sert de référence pour déterminer la distribution des contraintes pour le matériau élastique – parfaitement plastique. L'analogie entre les deux cas est réalisée en considérant que pour une section donnée, le moment fléchissant M doit être le même peu importe le matériau utilisé.

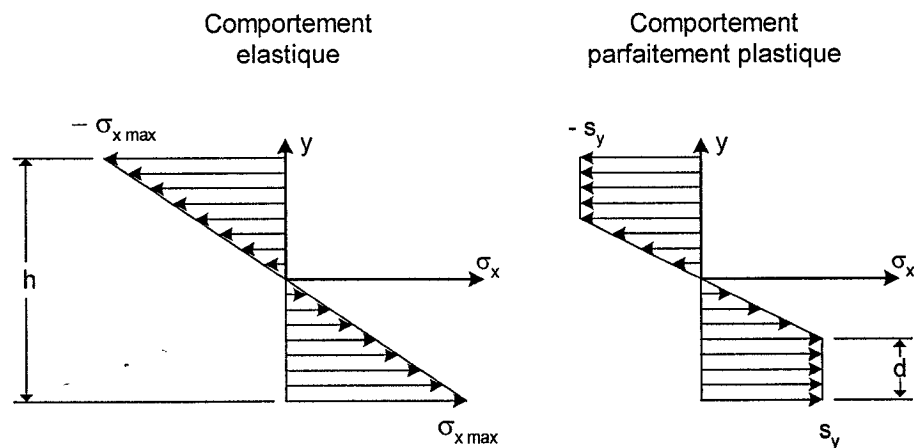


Figure A.14 : Distribution typique des contraintes dans une section de poutre pour un matériau élastique et un matériau élastique – parfaitement plastique

Dans le cas purement élastique, on peut évaluer la relation entre la contrainte maximale et le moment fléchissant pour la section centrale de la poutre selon l'approche suivante :

$$M_{\text{élastique}} = 2 \cdot \int_0^{h/2} dF_x \cdot y \cdot dy \quad (\text{A.10})$$

En posant $dF_x = \sigma_x \cdot dA$, on obtient pour une section de poutre:

$$M_{elastique} = 2 \cdot \int_0^{h/2} \sigma_x(y) \cdot dA \cdot y dy = 2 \cdot \int_0^{h/2} \frac{y}{h/2} \cdot \sigma_{x \max} \cdot b \cdot y dy = \frac{4b\sigma_{x \max}}{h} \int_0^{h/2} y^2 dy \quad (A.11)$$

Où b est l'épaisseur de la poutre et h la hauteur.

L'intégration donne :

$$M_{elastique} = \frac{4b\sigma_{x \max}}{h} \left| \frac{y^3}{3} \right|_0^{h/2} = \frac{b\sigma_{x \max} h^3}{6h} = \frac{bh^3}{12} \cdot \frac{2}{h} \cdot \sigma_{x \max} = 29,18 N \cdot m \quad (A.12)$$

Dans le cas du matériau élastique - parfaitement plastique, la relation entre le moment fléchissant et la distribution des contraintes est la suivante :

$$M_{plastique} = 2 \cdot \int_0^{h/2} \sigma_x(y) \cdot dA \cdot y dy \quad (A.13)$$

Pour un matériau élastique – parfaitement plastique, la contrainte σ_x varie selon y à partir de la relation suivante dans la zone élastique :

$$\sigma_x(y) = \frac{y}{(h/2 - d)} S_y \quad (A.14)$$

Où d est la hauteur de la zone plastique et S_y la limite d'écoulement du matériau. Dans la zone plastique, la contrainte est égale à la limite d'élasticité du matériau. En combinant les équations (A.13) et (A.14), on obtient :

$$M_{plastique} = 2 \int_0^{h/2-d} \frac{y}{(h/2-d)} S_y b \cdot y dy + 2 \int_{h/2-d}^{h/2} S_y b \cdot y dy = 2bS_y \left[\frac{1}{h/2-d} \int_0^{h/2-d} y^2 dy + \int_{h/2-d}^{h/2} y dy \right] \quad (A.15)$$

L'intégration donne :

$$M_{plastique} = 2bS_y \left[\frac{1}{h/2-d} \left| \frac{y^3}{3} \right|_0^{h/2-d} + \left| \frac{y^2}{2} \right|_{h/2-d}^{h/2} \right] = 2bS_y \left[\frac{(h/2)^2}{2} - \frac{(h/2-d)^2}{6} \right] \quad (A.16)$$

Pour le chargement donné, on sait que le moment fléchissant doit être identique à celui pour un matériau purement élastique. Le seul paramètre inconnu est donc d , qui délimite la transition entre la zone élastique et la zone plastifiée.

Dans la section centrale, le moment est de 29,18 N·m. Posons une limite d'écoulement S_Y à 475 MPa. Selon l'équation (A.16), la hauteur théorique de la zone plastique au centre de la poutre est 5,22 mm.

A.4.3 Analyse des résultats de la modélisation par éléments finis pour la poutre en flexion

Les solutions analytiques pour la poutre en flexion étant développées, il est maintenant possible d'évaluer la précision de la modélisation par éléments finis. La distribution de la contrainte σ_x obtenue à partir de l'analyse numérique est présentée à la Figure A.15. Cette distribution correspond à la section centrale de la poutre.

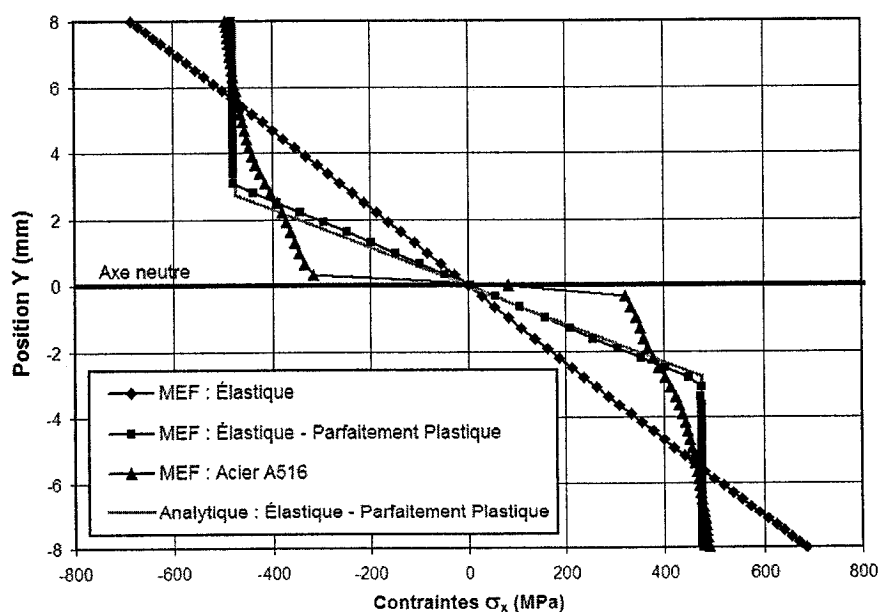


Figure A.15 : Distribution de la contrainte σ_x dans la section de la poutre à $x=0$

La Figure A.15 montre que le programme est en mesure de modéliser correctement une poutre en flexion, autant pour un matériau élastique qu'un matériau élastique - parfaitement plastique. Pour un matériau élastique, la contrainte σ_x maximale calculée par éléments finis est de 686 MPa, alors que la solution analytique est de 684 MPa. Cela correspond à une erreur relative de 0,3 %, ce qui est très satisfaisant. 64 éléments linéaires QUAD4 sont donc amplement suffisants pour représenter un fort gradient de contraintes.

Pour le matériau élastique – parfaitement plastique, la contrainte σ_x maximale est de 478 MPa et ne correspond pas exactement à la limite d'élasticité de 475 MPa imposée. Il s'agit d'une erreur relative de 0,7 %, engendrée par la présence de contraintes σ_y . La zone plastifiée calculée numériquement a une hauteur d de 4,91 mm, ce qui est inférieur à la dimension calculée de 5,22 mm. Il s'agit d'une erreur minime, si l'on considère que cette différence correspond à la taille d'un élément et que la pièce est soumise à un important gradient de contrainte dans la mince section non plastifiée. Enfin, un matériau parfaitement plastique peut entraîner des difficultés de convergence.

Par ailleurs, la même modélisation a été réalisée avec l'acier A516, afin de vérifier si le comportement mécanique d'un acier avec une consolidation importante engendre des erreurs particulières. Les forces appliquées engendrent une plastification importante de la pièce et une contrainte équivalente de Von Mises allant jusqu'à la limite ultime du matériau, soit 560 MPa. Les figures A.16 à A.19 montrent, dans l'ordre, la distribution des contraintes σ_x , σ_y , τ_{xy} et de la contrainte équivalente de Von Mises à la fin du chargement.



Figure A.16 : Distribution de la contrainte σ_x dans la poutre en acier A516

La distribution de la contrainte σ_x dans la poutre est régulière et exempte de zones avec des pics et vallons. C'est un résultat très encourageant, qui démontre la capacité du programme à reproduire le comportement de n'importe quel matériau.

Fait à noter, les figures A.18 et A.19 ne montrent pas la moitié de la poutre, mais bien une section réduite de la poutre de 64 mm selon la direction x.

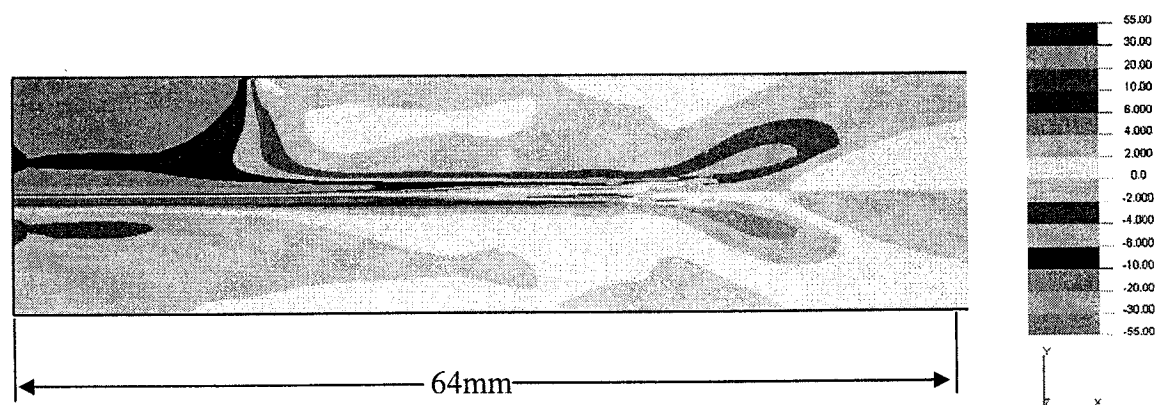


Figure A.17 : Distribution de la contrainte σ_y dans la portion centrale de la poutre en acier A516

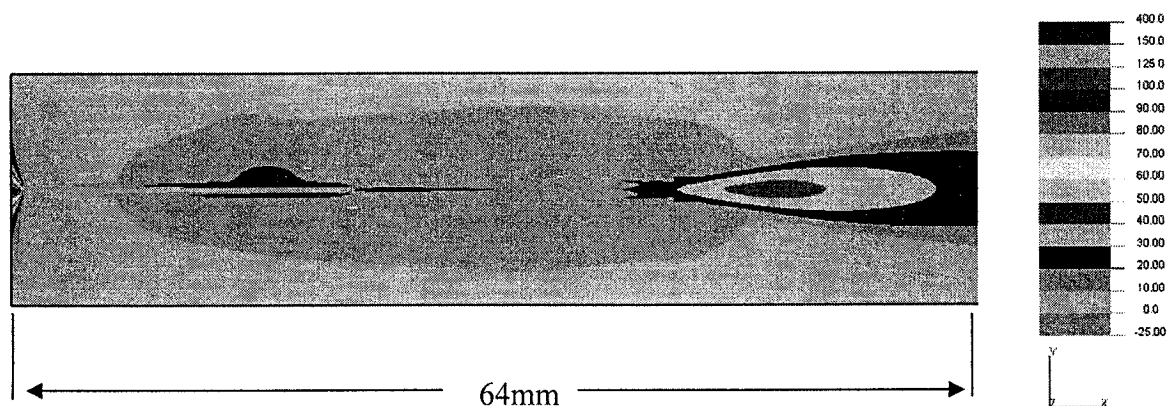


Figure A.18 : Distribution de la contrainte τ_{xy} dans la portion centrale de la poutre en acier A516

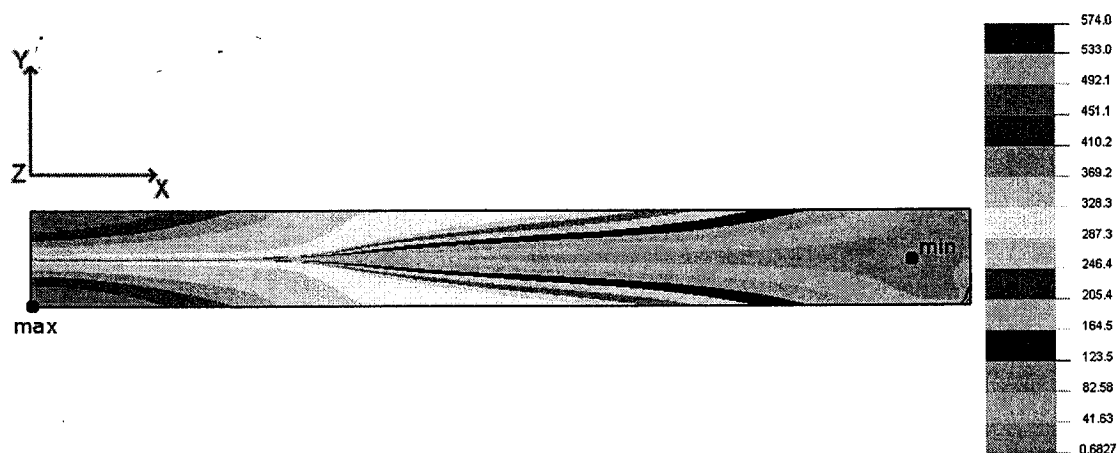


Figure A.19 : Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises dans la poutre en acier A516

L'analyse de la Figure A.16 indique que le modèle semble représenter correctement la distribution de la contrainte σ_x . Néanmoins, l'analyse des contraintes σ_y et τ_{xy} aux figures A.17 et A.18 montre la présence de contraintes importantes allant jusqu'à 20 MPa près de la fibre neutre. Cette particularité de la modélisation du A516

provient vraisemblablement du fait que près du centre de la poutre, la zone plastifiée atteint la fibre neutre de la section. Cette situation engendre un gradient de contrainte extrêmement élevé dans un seul élément, car par définition la contrainte σ_x doit être nulle sur la fibre neutre (voir Figure A.15). Ainsi, on peut considérer que la contrainte près de la fibre neutre ne peut pas être déterminée avec précision à partir du modèle actuel et nécessiterait un maillage très fin. De plus, alors que l'élément le plus au centre n'est pas plastifié, son voisin l'est fortement. Cela constitue une situation très difficile à modéliser. Bref, l'utilisation d'un nombre insuffisant d'éléments dans une analyse élasto-plastique peut engendrer d'importantes erreurs numériques.

Enfin, l'analyse de la poutre en flexion permet aussi de valider la génération de contraintes résiduelles une fois la charge retirée. La distribution des contraintes résiduelles dans la section centrale de la poutre ($x = 0$) est présentée à la Figure A.20.

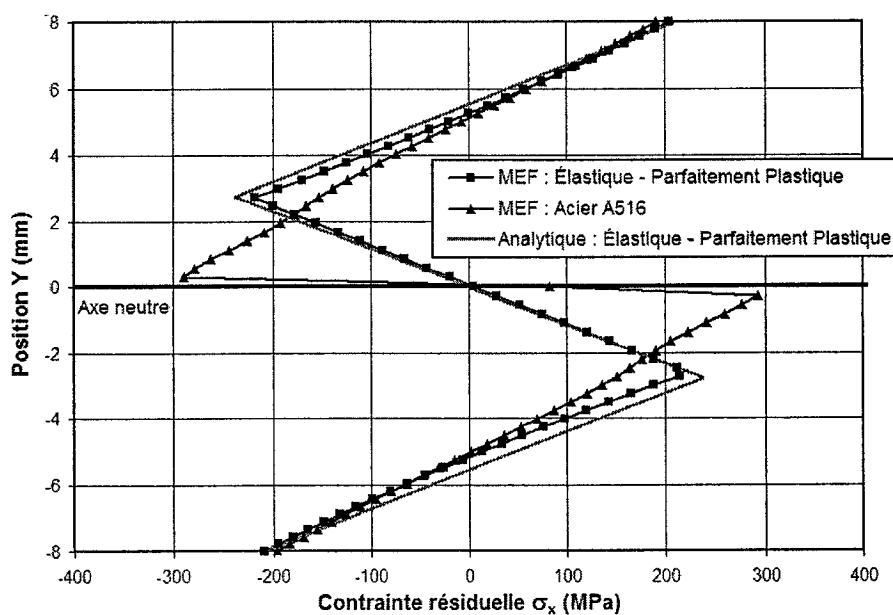


Figure A.20 : Distribution de la contrainte résiduelle σ_x dans la section centrale de la poutre ($x=0$)

L'erreur sur la contrainte résiduelle σ_x pour un matériau élastique – parfaitement plastique est non négligeable, soit environ 24 MPa. Cependant, cette erreur est principalement due au fait que la hauteur de la zone plastique est plus grande de 0,3 mm dans la solution analytique par rapport à la solution numérique. Sans cette différence de transition, la différence sur la contrainte résiduelle maximale serait probablement négligeable. Par contre, l'évaluation de la solution numérique pour l'acier A516 montre clairement le manque d'éléments près de la fibre neutre, alors que deux éléments seulement permettent la transition entre une contrainte de compression de 290 MPa et une contrainte de tension similaire. Ainsi, une attention particulière devra être portée lors du soudage afin d'éviter que la plastification de la structure ne génère des gradients de contraintes trop élevés dans certains éléments.

Annexe B

Paramètres de la modélisation thermique d'une plaque mince chauffée localement

Cette annexe présente les différents paramètres de l'ellipsoïde de Goldak lors de la modélisation thermique de la plaque mince d'acier ASTM A516 chauffée localement, à la section 3.3. Les différents paramètres sont présentés au tableau suivant :

Tableau B.1 : Paramètres de la modélisation thermique d'une plaque mince chauffée localement

Énergie appliquée		
	Tension (V)	40
	Courant (A)	250
	Efficacité (n)	1
	Puissance (W)	10 000
Distribution de la puissance		
	Étalement Latéral, a_i (mm)	6
	Pénétration, b_i (mm)	4
	Étalement Avant, c_{fi} (mm)	6
	Étalement Arrière, c_{ri} (mm)	12
	Fraction avant, f_a	0,6
	Fraction arrière, f_r	1,4
Positionnement de l'arc		
	Vitesse d'avance en z (mm/s)	0
	Position initiale (mm)	(0,0,0)
Échanges thermiques avec le milieu ambiant		
	Convection h (W/m ² K)	1000
	Température initiale de la plaque (°C)	20
	Température du fluide ambiant (°C)	20