



HAL
open science

Contribution a l'étude expérimentale et numérique du soudage laser : application aux alliages de magnésium

Asma Belhadj

► **To cite this version:**

Asma Belhadj. Contribution a l'étude expérimentale et numérique du soudage laser : application aux alliages de magnésium. Sciences de l'ingénieur [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2009. Français. NNT : 2009ENAM0001 . pastel-00004942

HAL Id: pastel-00004942

<https://pastel.hal.science/pastel-00004942>

Submitted on 23 Jul 2009

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

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

T H È S E
en cotutelle internationale
entre École Nationale d'Ingénieurs de Tunis
et l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

pour obtenir le grade de

Docteur
de
L'École Nationale d'Ingénieurs de Tunis

Spécialité "Génie Mécanique"
et de
L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité "Mécanique et Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Asma BELHADJ

le 05 mars 2009

**CONTRIBUTION A L'ETUDE EXPERIMENTALE ET
NUMERIQUE DU SOUDAGE LASER : APPLICATION AUX
ALLIAGES DE MAGNESIUM**

Directeurs de thèse : Laurent BARRALLIER, Jamel BESSROUR et Mahmoud BOUHAFS

Jury :

M. Lotfi AMMAR, Professeur, ENIT, Tunis, Tunisie

M. Jean-Jacques BLANDIN, Directeur de recherche, INP, Grenoble, France

M. Ahmed BEN CHEIKH LARBI, Maître de Conférences, ESST, Tunis, Tunisie

M. Raouf FATHALLAH, Maître de Conférences, ENISO, Sousse, Tunisie

M. Laurent BARRALLIER, Professeur, MécaSurf, Arts et Métiers ParisTech, Aix en Provence, France

M. Mahmoud BOUHAFS, Maître de Conférences, MA2I, ENIT, Tunis, Tunisie

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

*A la mémoire de ma grand-mère Aouïcha
A Papa et Maman
A Youssef, Olfa et l'ange Balsam
Au cher Wassim*

Et à toute personne qui m'est chère et qui m'a soutenue durant la thèse.

Remerciements

J'adresse mes remerciements les plus respectueux à Monsieur Laurent BARRALLIER, directeur du laboratoire MécaSurf Arts et Métiers Paris Tech à Aix en Provence, et Monsieur Béchir HAJ SASSI, directeur de l'unité de recherche MAII à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis, pour m'avoir admise au sein de leurs équipes de recherche et donné l'occasion d'effectuer mes travaux de recherche dans leur laboratoire.

Je remercie Monsieur Lotfi AMMAR, professeur à l'Ecole Supérieure des Communications de Tunis pour m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse. Un grand merci également à Messieurs Jean-Jacques BLANDIN directeur de recherche CNRS à l'Institut National Polytechnique de Grenoble et Ahmed BEN CHEIKH LARBI maître de conférence à l'Ecole Supérieure des Sciences et Techniques de Tunis qui ont accepté d'être les rapporteurs de cette thèse, ainsi qu'à Monsieur Raouf FATHALLAH pour sa présence lors de ma soutenance.

J'exprime mes vifs remerciements à Messieurs Laurent BARRALLIER, Jamel BESSROUR et Mahmoud BOUHAFS, de l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant de diriger les travaux de ma thèse de doctorat. Je tiens à leur exprimer toute ma gratitude pour leur confiance et leur soutien tout au long de cette thèse. Je les remercie surtout de m'avoir fait don de leurs temps et leurs connaissances.

Par ailleurs, je remercie vivement Monsieur Jean-Eric MASSE, Maître de conférences à l'ENSAM d'Aix En Provence et Monsieur Jean François Mathieu, ingénieur d'étude à MécaSurf, pour leurs précieux conseils et l'aide qu'ils m'ont accordée dans mes travaux.

Je tiens également à remercier Monsieur Goerge MORARU, Maître de conférences à l'ENSAM d'Aix en Provence, pour sa contribution dans l'avancement de mes travaux.

Je remercie tous les membres de l'équipe MécaSurf à l'Ecole Nationale des Arts et Métiers d'Aix en Provence et ceux de l'unité de recherche MAII à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis pour la contribution que chacun d'eux a pu m'apporter.

Mes remerciements s'adressent aussi à tous les techniciens du département génie mécanique de l'ENSAM d'Aix En Provence et du centre Claire.

Il m'est particulièrement agréable de remercier tous mes amis en France et en Tunisie, dont la liste est longue pour être entièrement reproduite, sans oublier mes collègues à Mécasurf Dr. Lorelei, Sébastien, Camille et Julio pour le soutien, l'encouragement et l'aide qu'ils m'ont tous prodigués.

Enfin, je remercie tous ceux qui m'ont soutenu et aidé pour mener à terme ce travail.

Sommaire

<i>Liste des figures</i>	4
<i>Liste des tableaux</i>	7
<i>Nomenclature</i>	8
<i>Introduction générale</i>	11
CHAPITRE I : Etude bibliographique	13
Introduction à l'étude bibliographique	13
1. Présentation des alliages du magnésium	14
1.1. Propriétés du magnésium pur	14
1.2. Les alliages du magnésium	14
1.2.1. Désignation	14
1.2.2. Classification des alliages de magnésium	15
1.2.2.1 Les alliages de fonderie	15
1.2.2.2 Les alliages de corroyage	15
1.2.3. Avantages et inconvénients des alliages de magnésium	16
1.2.4. Utilisation des alliages de magnésium dans l'industrie	18
1.2.5. Métallurgie des alliages de magnésium	19
2. Le soudage par faisceau laser	22
2.1. Le rayonnement laser	22
2.2. Principe du soudage par faisceau laser	23
2.3. Paramètres du soudage laser	24
2.3.1. Le couple Puissance - vitesse	25
2.3.2. Profil de puissance du rayon et sa focalisation	26
2.3.3. Gaz de protection	27
2.4. Différents types du soudage par faisceau laser	28
3. Soudage laser des alliages de magnésium	30
4. Simulation numérique du soudage	34
4.1. Phénomènes physiques au cours du soudage	34
4.2. Modélisation du comportement thermique	35
4.2.1. Mise en équation	35
4.2.2. Modélisation de la source de chaleur	36
4.3. Modélisation du comportement mécanique	38
4.3.1. Mise en équation	38
4.4. Méthodes de résolution	40
4.4.1. Les méthodes analytiques	40
4.4.2. La méthode des éléments finis	41
4.4.2.1 Analyse transitoire tridimensionnelle	41
4.4.2.2 Approche locale/globale	42
4.4.2.3 Analyse en régime quasi-stationnaire	42
4.4.2.4 Analyse bidimensionnelle	42
5. Utilité et exploitation de l'étude bibliographique	43
CHAPITRE II : Étude expérimentale du soudage laser des alliages de magnésium	44
Introduction	44
1. Protocole expérimental du soudage	45
1.1. Choix du matériau	45
1.2. Présentation du dispositif du soudage laser	45
2. Etude paramétrique du soudage laser de l'alliage de magnésium AM60	48
2.1. Plan d'optimisation	48
2.2. Méthodes de contrôles des soudures	49

2.3.	Influence des paramètres technologiques - Domaine de soudabilité _____	50
3.	Mesure de la température au cours du soudage _____	58
3.1.	Instrumentation _____	58
3.2.	Résultats et discussions _____	60
4.	Etude métallurgique _____	64
4.1.	Méthodes expérimentales _____	64
4.2.	Caractérisation du métal de base _____	64
4.2.1.	Microstructure _____	64
4.2.2.	Analyses chimiques _____	66
4.3.	Caractérisation du joint de soudure _____	70
4.3.1.	Microstructure _____	70
4.3.2.	Analyses chimiques _____	71
5.	Analyse Diffractométrique _____	75
5.1.	Analyses par diffraction des Rayons X _____	75
5.2.	Analyse des phases _____	77
5.3.	Etude de la texture _____	80
5.4.	Analyse des contraintes résiduelles _____	81
6.	Analyse thermique _____	82
6.1.	Méthode expérimentale _____	82
6.2.	Résultats et discussions _____	84
7.	Etude mécanique _____	86
7.1.	Détermination de la micro-dureté _____	86
7.1.1.	Méthode expérimentale _____	86
7.1.2.	Résultats et discussion _____	87
7.2.	Essai de traction _____	88
7.2.1.	Méthode expérimentale _____	88
7.2.2.	Résultats et discussion _____	89
	Conclusions _____	93
	CHAPITRE III : Étude Numérique du soudage laser des alliages de magnésium _____	94
	Introduction _____	94
1.	Outils de simulation numérique _____	94
1.1.	Choix du code de calcul numérique et démarche suivie _____	94
1.2.	Calcul transitoire non linéaire sur Cast3M _____	96
2.	Hypothèses de la simulation _____	96
3.	Discrétisation spatiale – Maillage tridimensionnel _____	97
4.	Etude du comportement thermique _____	100
4.1.	Modélisation du comportement thermique _____	100
4.1.1.	Bilan énergétique au cours du soudage laser _____	100
4.1.2.	Formulation mathématique du problème thermique _____	101
4.1.3.	Modélisation de la source de chaleur _____	102
4.2.	Simulation numérique du comportement thermique _____	103
4.2.1.	Paramètres de simulation _____	103
4.2.1.1	Lois de comportement _____	103
4.2.1.2	Propriétés matérielles _____	103
4.2.1.3	Chargement _____	105
4.2.1.4	Condition initiale et conditions aux limites _____	106
4.2.1.5	Discrétisation temporelle _____	106
4.2.2.	Résolution numérique _____	107
4.2.3.	Influence des quelques paramètres de simulation sur les résultats numériques. _____	109
4.2.3.1	Influence des propriétés thermo-physiques _____	109
4.2.3.2	Influence du plasma _____	110
4.2.4.	Résultats du modèle thermique _____	111
4.3.	Analyse comparative expérience - simulation _____	116

5. Etude du comportement mécanique	120
5.1. Modélisation du comportement mécanique	120
5.2. Simulation numérique du comportement mécanique	120
5.2.1. Paramètres de simulation	120
5.2.1.1 Lois de comportement et chargements	120
5.2.1.2 Propriétés matérielles	121
5.2.1.3 Condition initiale et conditions aux limites.	122
5.2.2. Résolution numérique	122
5.2.3. Résultats du modèle mécanique	123
5.2.3.1 Evolution des contraintes instantanées	123
5.2.3.2 Etats de contraintes résiduelles	129
5.2.3.3 Etats de déformations	131
5.3. Analyse comparative expérience - simulation	133
Conclusion	136
<i>Conclusion générale et perspectives</i>	<i>137</i>
<i>Références bibliographiques</i>	<i>140</i>
<i>Annexes</i>	<i>146</i>

Liste des figures

- Figure 1.1: Nomenclature ASTM des alliages de magnésium.
- Figure 1.2: Utilisation des alliages légers dans une voiture de faible consommation de carburant [GHA.04]
- Figure 1.3: Utilisation des alliages de magnésium dans l'industrie automobile [REI.04] : (a) Boite fixe d'embrayage en AZ91D (VW AUDI). (b) Socle pour bras de changement de vitesse en AM60 (SaturnVue). (c) Devant de tableau de bord en AM60 (DaimlerChrysler)
- Figure 1.4: Eléments de boite de vitesse d'hélicoptère en alliage de magnésium [REI.04].
- Figure 1.5: Diagramme binaire Magnésium – Aluminium [@ASM].
- Figure 1.6: Microstructure des alliages de fonderie : (a,b) alliage Mg – Al – Zn (AZ91) [ZHU.06]. (c) alliage Mg – Al – Mn (AM50) [WAN.03]
- Figure 1.7: Diagrammes ternaires Aluminium – Magnésium – Manganèse à 670°C [@ASM].
- Figure 1.8: Microstructure des alliages de magnésium (a) AZ91 [CZE.02] et (b) AM50 [DAH.01] après solidification rapide.
- Figure 1.9: Schéma de principe de fonctionnement d'un laser
- Figure 1.10: Processus de création du capillaire
- Figure 1.11: Principe du soudage par faisceau laser.
- Figure 1.12: Paramètres du soudage par faisceau laser.
- Figure 1.13: Influence de la vitesse de soudage sur la largeur des cordons de soudure : soudage par faisceau laser de puissance 2,2 kW d'un acier inoxydable d'épaisseur 1,6 mm [CAZ.94].
- Figure 1.14: Influence de la puissance du faisceau laser sur la profondeur de pénétration: soudage par faisceau laser CO₂ de l'alliage de magnésium WE43 [CAO.06].
- Figure 1.15: Différents modes d'un faisceau laser [RAT.06].
- Figure 1.16: Schéma de propagation d'un faisceau laser
- Figure 1.17: (a) Focalisation du faisceau laser. (b) Influence de la position du point de focalisation sur la morphologie du cordon de soudure [CAZ.94].
- Figure 1.18: Gaz de protection.
- Figure 1.19: Influence du débit du gaz de protection : Comparaison des gaz (argon –hélium) [BOI.98].
- Figure 1.20: Le laser CO₂ SLAB
- Figure 1.21: Défauts de soudure par faisceau laser des alliages de magnésium. (a) Porosités dans une soudure Nd-YAG de tôles en alliage de fonderie AM60B de 6mm d'épaisseur [ZHA.01]. (b) Fissure dans la ZAT d'une soudure Nd-YAG de tôles en alliage de ZE41A-T5 de 2mm d'épaisseur [CAO.05]
- Figure 1.22: Influence du couple puissance-vitesse sur (A) la profondeur de pénétration et sur (B) la largeur du cordon de l'alliage de magnésium WE43 soudé par un faisceau laser CO₂.
- Figure 1.23: Influence de la position du point focal sur la formation de porosité dans la zone fondue : soudage par faisceau laser Nd-YAG (e = 6 mm, P = 1.5 kW, V= 106 mm/s, gaz de protection hélium 5.7 m³/h) [ZHA.01].
- Figure 1.24: Interdépendance entre les aspects thermique, métallurgique et mécanique au cours du soudage.
- Figure 1.25: Représentation schématique du transfert de chaleur.
- Figure 1.26: Distribution de la température durant le soudage par faisceau laser : (a) de tôles assemblées bout à bout [TSI.03], (b) d'un tube [GOB.06].
- Figure 1.27: Modélisation de la source d'énergie.
- Figure 1.28: Maillage adopté pour l'analyse transitoire : (a) maillage affiné au niveau de la zone affectée par la source de chaleur [TSI.03]. (b) remaillage automatique [BER.04].
- Figure 2.1: Géométrie des échantillons fournis par Honsel.
- Figure 2.2: Le soudage par faisceau laser
- Figure 2.3: Système de bridage des échantillons.
- Figure 2.4: Coupe schématique du système de bridage.
- Figure 2.5: Détermination de la position du point focal.
- Figure 2.6: Macrographie des cordons de soudure en vue de dessus : influence du couple (puissance - vitesse) – faible puissance.
- Figure 2.7: Macrographie des cordons de soudure en vue de dessus : influence du couple (puissance - vitesse) pour DG = 40 l/min et PF = 0.
- Figure 2.8: Influence de la vitesse de soudage sur (a) la largeur endroit et (b) la largeur envers des cordons.
- Figure 2.9: Faisabilité du soudage laser de l'alliage de magnésium AM60 en fonction de la puissance du faisceau laser et de la vitesse du déplacement des pièces.
- Figure 2.10: Influence du débit de gaz de protection : soudage à P= 3000 W - V= 4,2 m/min - PF= +1.

- Figure 2.11: Influence du gaz de protection - Formation de porosité (Macrographie sans attaque).
- Figure 2.12: Influence de la position du point focal : soudage à $P = 2550 \text{ W}$ - $V = 4,2 \text{ m/min}$ - $DG = 40 \text{ l/min}$.
- Figure 2.13: Influence de la position du point focal : soudage à $P = 3000 \text{ W}$ - $V = 4,2 \text{ m/min}$ - $DG = 40 \text{ l/min}$.
- Figure 2.14: Influence de la position du point de focalisation, par rapport à la surface de la pièce, sur (a) la largeur endroit et (b) la largeur envers des cordons de soudure.
- Figure 2.15: Macrographie du cordon de soudure des paramètres retenus pour l'étude expérimentale.
- Figure 2.16: Chaîne d'acquisition de la température.
- Figure 2.17: Evolutions de la température mesurée par les thermocouples : ESSAI 1.
- Figure 2.18: Evolutions de la température mesurée par les thermocouples : ESSAI 2.
- Figure 2.19: Evolutions de la température mesurée par les thermocouples : ESSAI 3.
- Figure 2.20: Evolutions de la température en fonction du temps à différentes positions par rapport à l'axe du cordon.
- Figure 2.21: Microscopie optique du matériau de base AM60 à différents grossissements.
- Figure 2.22: Détermination de la taille des grains : (a,b) de la phase primaire (échantillon poli et attaqué chimiquement) et (c,d) des précipités (échantillon poli non attaqué).
- Figure 2.23: Analyse chimique globale du métal de base - $G = 200$.
- Figure 2.24: Cartographie X de la répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans le métal de base - $G = 200$.
- Figure 2.25: Détermination de la composition chimique des phases sur le MEB.
- Figure 2.26: Répartition des éléments chimiques (O, Mg, Al et Mn) par cartographie X.
- Figure 2.27: Diagramme binaire aluminium-manganèse [@ASM].
- Figure 2.28: Macrographie et micrographie optique des différentes zones du cordon de soudure.
- Figure 2.29: Analyse chimique globale dans la zone fondue - $G = 200$.
- Figure 2.30: Analyse chimique dans une dendrite - $G = 3000$.
- Figure 2.31: Répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans la ZF par cartographie X.
- Figure 2.32: Répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans la ZAT par cartographie X.
- Figure 2.33: Répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans la ZF par cartographie X.
- Figure 2.34: Schéma de la diffraction des rayons X
- Figure 2.35: Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X : (a) définition des différents angles. (b) Déplacement des pics de diffraction
- Figure 2.36: Principe de la détermination d'une figure de pôle
- Figure 2.37: Spectre de diffraction du métal de base.
- Figure 2.38: Spectre de diffraction du cordon de soudure.
- Figure 2.39: Détection des pics de diffraction de la phase Al_8Mn_5 .
- Figure 2.40: Analyse des figures de pôle par diffraction des rayons X dans le métal de base.
- Figure 2.41: Paramétrage de la pièce pour l'analyse des contraintes par diffraction des rayons X.
- Figure 2.42: Détermination des contraintes résiduelles dans le matériau de base
- Figure 2.43: Cycle thermique adopté pour l'analyse thermique.
- Figure 2.44: Evolution du flux de chaleur en fonction de la température durant la phase de chauffage.
- Figure 2.45: Détermination des températures du début et de la fin de la fusion et de la chaleur latente de fusion de l'alliage de magnésium AM60 brut de fonderie.
- Figure 2.46: Détermination des températures du début et de la fin de la fusion et de la chaleur latente de fusion de la phase $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$.
- Figure 2.47: Positions des impacts de micro-dureté.
- Figure 2.48: Profil de la micro-dureté Vickers dans les pièces soudées par faisceau laser ($P = 3000 \text{ W}$ - $V = 4,2 \text{ m/min}$ - $DG = 40 \text{ l/min}$ - $PF = 0$).
- Figure 2.49: Découpage des éprouvettes de traction.
- Figure 2.50: Courbes conventionnelles de traction.
- Figure 2.51: Courbes rationnelles de traction.
- Figure 2.52: Rupture de l'éprouvette de traction découpée dans des pièces soudées.
- Figure 2.53: Calcul du coefficient d'écrouissage en appliquant le modèle de Ramberg-Osgood.
- Figure 2.54: Comparaison des résultats des essais de traction : caractéristiques de résistance.
- Figure 2.55: Comparaison des résultats des essais de traction : allongement A%.
- Figure 3.1: Logique adoptée par Cast3M.
- Figure 3.2: (a) Construction du modèle géométrique. (b) Maillage au voisinage du keyhole.
- Figure 3.3: Diagramme de construction du maillage.
- Figure 3.4: Maillage de la pièce adopté pour la simulation du comportement thermique et mécanique.
- Figure 3.5: Bilan énergétique au cours du soudage par faisceau laser.
- Figure 3.6: Evolution de la conductivité thermique en fonction de la température.

- Figure 3.7: Evolution de la chaleur spécifique de quelques alliages de magnésium.
- Figure 3.8: Evolution de la masse volumique des alliages de magnésium en fonction de la température.
- Figure 3.9: Organigramme de calcul numérique
- Figure 3.10: Influence de la valeur de la conductivité : comparaison entre les données expérimentales et les valeurs simulées de la température. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.11: Influence du plasma sur la distribution de la température au cours du soudage (a) modélisation sans plasma (b) modélisation avec plasma.
- Figure 3.12: Evolution des isothermes durant la phase de chauffage.
- Figure 3.13: Evolution des isothermes durant la phase de chauffage.
- Figure 3.14: Distribution de la température au voisinage de la zone fondue.
- Figure 3.15: Evolution de la température en fonction du temps en différents points de la pièce, en s'éloignant du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.16: Evolution de la température en fonction du temps en différents points de la pièce, en s'éloignant du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.17: Evolution de la vitesse de chauffage et de refroidissement en fonction du temps au voisinage du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.18: Evolution de la vitesse de chauffage et de refroidissement en fonction du temps loin du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.19: Comparaison des résultats numériques et expérimentaux - essai 1. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.20: Comparaison des résultats numériques et expérimentaux - essai 2. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.21: Comparaison des résultats numériques et expérimentaux - essai 3. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.
- Figure 3.22: Comparaison de la largeur du cordon de soudure.
- Figure 3.23: Identification des différentes zones de l'assemblage.
- Figure 3.24: Isothermes de refroidissement.
- Figure 3.25: Evolution du module d'Young des alliages de magnésium en fonction de la température.
- Figure 3.26: Evolution de la limite d'élasticité des alliages de magnésium en fonction de la température.
- Figure 3.27: Organigramme du calcul numérique du problème mécanique.
- Figure 3.28: Evolution des champs de contraintes équivalentes de von Mises durant la phase de chauffage.
- Figure 3.29: Evolution des champs de contraintes équivalentes de von Mises durant la phase de refroidissement.
- Figure 3.30: Comparaison des contraintes maximales atteintes avec la résistance mécanique du AM60.
- Figure 3.31: Position des lignes de représentation des contraintes.
- Figure 3.32: Evolution des contraintes équivalentes instantanées σ_{VM} durant la phase de chauffage
- Figure 3.33: Evolution des contraintes équivalentes instantanées σ_{VM} durant la phase de refroidissement.
- Figure 3.34: Contraintes résiduelles σ_{xx}^{res} , σ_{yy}^{res} et σ_{zz}^{res} atteintes après le refroidissement.
- Figure 3.35: Variation de Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur.
- Figure 3.36: Distribution des contraintes résiduelles σ_{yy}^{res} sur des surfaces transversales situées à 0 mm, 30 mm et 60 mm part rapport au bord de la pièce.
- Figure 3.37: Champs de déformations résiduelles.
- Figure 3.38: Evolution de la déformation de la surface S_T .
- Figure 3.39: Déformée résiduelle.
- Figure 3.40: Comparaisons des profils de contraintes résiduelles générées dans une soudure par faisceau laser des plaques en alliage de magnésium : (a) profils expérimentaux (AZ31, 2mm, [COE.08]). (b) profils simulés (AM60, 3mm, ce travail).
- Figure 3.41: Comparaison des valeurs de contraintes longitudinales résiduelles.
- Figure 3.42: Comparaison des valeurs de contraintes transversales résiduelles.

Liste des tableaux

Tableau 1.1: Propriétés du magnésium pur [BILL.97, AFNOR.82, BAZ.85a].

Tableau 1.2: Comparaison de la densité et de la conductivité thermique des alliages de magnésium par rapport à d'autres types d'alliages.

Tableau 1.3: Comparaison des propriétés mécaniques des alliages de magnésium par rapport à d'autres d'alliages.

Tableau 2.1: Composition chimique de l'alliage AM60.

Tableau 2.2: Caractéristiques techniques de la source laser

Tableau 2.3: Intervalle de variation des paramètres de soudage.

Tableau 2.4: Essais de soudage réalisés pour l'étude de la soudabilité par faisceau laser de l'alliage de magnésium AM60.

Tableau 2.5: Critères d'acceptation de la géométrie des cordons de soudure – Norme NF L06-395 [AFN.00].

Tableau 2.6: Critères d'acceptation de la géométrie des cordons de soudure pour des tôles d'épaisseur 3 mm.

Tableau 2.7: Les paramètres du procédé choisis et les caractéristiques géométriques du cordon de soudure correspondantes.

Tableau 2.8: Composantes du système d'acquisition de la température - National instrument.

Tableau 2.9: Tableau des essais de soudage pour la mesure de la température.

Tableau 2.10: Détermination de la stichométrie de la phase Al-Mn dans l'alliage AM60.

Tableau 2.11: Conditions opératoires de l'analyse de phase par diffraction des rayons X.

Tableau 2.12: Conditions opératoires de l'analyse de la texture par diffraction des rayons X.

Tableau 2.13: Conditions opératoires de l'analyse des contraintes résiduelles.

Tableau 2.14: Comparaison du coefficient d'écrouissage dans le métal de base et dans la soudure.

Tableau 3.1: Paramètres du modèle géométrique.

Tableau 3.2: Influence du pas de temps sur les résultats du calcul thermique.

Tableau 3.3: Paramètres de simulation

Tableau 3.4: Paramètres de la simulation du comportement mécanique.

Nomenclature

<i>A%</i>	<i>Allongement</i>	<i>%</i>
a, c	Paramètres de maille	nm
C	Chaleur massique	J/Kg°C
d _{keyhole}	Diamètre du keyhole	µm
d _f	Diamètre du faisceau laser au point de focalisation	µm
d _{hkl}	Distance interréticulaire	nm
d	Distance interréticulaire dans le matériau précontraint	nm
d0	Distance interréticulaire dans le matériau non contraint	nm
D	Diffusivité thermique	m ² /s
D	Diamètre du faisceau laser avant focalisation	mm
DG	Débit de gaz de protection	l/min
div	Divergence	Sans dimension
DP	Densité de puissance	W/m ³
E _L	Énergie linéique	J/m
E	Module d'Young	MPa
e	Épaisseur de la pièce	mm
F	Effort	N
f	Distance focale	mm
f	Fonction de répartition	Sans dimension
grad	Gradient	Sans dimension
G	Grossissement	Sans dimension
h	Coefficient de convection	W/m ² °C
H	Module d'écroutissage	MPa
HV	Dureté Vickers	HV
hkl	Indice de Miller	Sans dimension
i	Incrément	Sans dimension
L	Longueur de la pièce	mm
l	Largeur de la pièce	mm
L	Largeur endroit	mm
ℓ	Largeur envers	mm
K, M ²	Facteurs de focusabilité	Sans dimension
M	Masse molaire	g/mole
MB	Métal de base	Sans dimension
n	Normale à la surface	Sans dimension
n	Coefficient d'écroutissage	Sans dimension
np	Nombre de position	Sans dimension
np _r	Nombre de pas	Sans dimension
np _s	Nombre de pas de temps	Sans dimension
S	Tenseur déviateur	MPa
t	Temps	s
t _s	Durée de la phase de soudage	s
T	Température	°C
T _{imp}	Température imposée	°C
T _i	Température initiale	°C
T _s	Température à la surface	°C
T _∞	Température du fluide	°C
T _{ref}	Température de référence	°C
T ₀	Température initiale	°C
P	Puissance du faisceau laser	W
P _a	Puissance absorbée	W
P _{max}	Puissance maximale	W
PF	Position du point focal	mm
q	Source de chaleur surfacique	W/m ²
Q	Source de chaleur volumique	W/m ³
R _m	Résistance mécanique	MPa

R	Surépaisseur endroit	mm
r	Surépaisseur envers	mm
S	Surface	m^2
u_x	Déplacement axial suivant x	μm
V	Vitesse du spot laser	m/min
x_i	Coordonnée cartésienne	mm
$(x ; y ; z)$	Coordonnées cartésiennes	mm
Z	Numéro atomique	Sans dimension
z	Profondeur	mm
ZAT	Zone affectée thermiquement	Sans dimension
ZF	Zone fondue	Sans dimension
Symbole grec		
α	Phase primaire	Sans dimension
α_T	Coefficient de dilatation thermique	C^{-1}
β	Phase secondaire	Sans dimension
Δ	Axe	Sans dimension
$\Delta\lambda$	Multiplicateur plastique	
Δt	Incrément de temps	s
Δt_r	Pas de temps – phase refroidissement	s
Δt_s	Pas de temps – phase soudage	s
ΔT	Variation de température	$^{\circ}C$
Δl	Variation de longueur	m
ΔV	Variation de volume	m^3
$\Delta\theta$	Déplacement du pic de diffraction $\Delta\theta$	$^{\circ}$
$\partial\Omega$	Frontière	Sans dimension
$\partial\Omega_T$	Frontière - température imposée	Sans dimension
$\partial\Omega_q$	Frontière - flux imposé	Sans dimension
Γ_{ext}	Surface extérieure	Sans dimension
$\Gamma_{e,i}$	Surface éclairée à la position i du spot	Sans dimension
Γ_e	Surface éclairée par le laser	Sans dimension
Γ_c	Surface de contact	Sans dimension
$\Gamma_{p,i}$	Surface éclairée par le plasma à la position i	Sans dimension
Γ_p	Surface éclairée par le plasma	Sans dimension
λ	Conductivité thermique	$W/m^{\circ}C$
λ	Longueur d'onde du faisceau laser	μm
ρ	Masse volumique	Kg/m^3
ε	Emissivité	
φ	Flux thermique	W
$\underline{\varepsilon}$	Tenseur de déformation	%
$\underline{\varepsilon}^{totale}$	Tenseur de déformation totale	%
$\underline{\varepsilon}^e$	Tenseur de déformation élastique	%
$\underline{\varepsilon}^{ther}$	Tenseur de déformation thermique	%
$\underline{\varepsilon}^{pt}$	Tenseur de déformation due à la plasticité de transformation	%
$\underline{\varepsilon}^p$	Tenseur de déformation plastique	%
$\underline{\varepsilon}^{vp}$	Tenseur de déformation viscoplastique	%
ε_{xx}	Déformation suivant l'axe x	%
ε_{yy}	Déformation suivant l'axe y	%
ε_{yy}	Déformation suivant l'axe y	%
ε_{xx}^{res}	Déformation résiduelle suivant l'axe x	%
ε_{yy}^{res}	Déformation résiduelle suivant l'axe y	%
ε_{zz}^{res}	Déformation résiduelle suivant l'axe z	%
σ	Constante de Boltzmann	$W/m^2^{\circ}C^4$
$\underline{\sigma}$	Tenseur de contrainte	MPa

Nomenclatures

σ_i	Contraintes principales	MPa
σ_{xx}	Contrainte suivant l'axe x	MPa
σ_{yy}	Contrainte suivant l'axe y	MPa
σ_{zz}	Contrainte suivant l'axe z	MPa
σ_{xx}^{res}	Contrainte résiduelle suivant l'axe x	MPa
σ_{yy}^{res}	Contrainte résiduelle suivant l'axe y	MPa
σ_{zz}^{res}	Contrainte résiduelle suivant l'axe z	MPa
σ_{VM}	Contrainte de von Mises	MPa
σ_e, R_e	Limite d'élasticité	MPa
ν	Coefficient de Poisson	Sans dimension
$\Omega_{e,i}$	Volume éclairée à la position i du spot	Sans dimension
Ω	Volume d'étude	Sans dimension
Ω_1	Partie 1 du volume d'étude	Sans dimension
Ω_2	Partie 2 du volume d'étude	Sans dimension
Ω_e	Volume éclairée	Sans dimension
ω_0	Rayon du faisceau au col (waist)	mm
ρ	Masse volumique	Kg/m ³
τ	Temps d'interaction laser-matière	s
θ	Angle de Bragg	°
θ_0	Demi-angle de divergence du faisceau	°

Introduction générale

Récemment et face à un besoin industriel, le développement des procédés de soudage pour l'assemblage des alliages légers, en l'occurrence ceux à base de magnésium, est devenu un domaine de recherche attractif. En effet, les alliages de magnésium sont des nouveaux alliages qui sont de plus en plus utilisés dans l'industrie des moyens de transport à cause d'un certain nombre de caractéristiques intéressantes notamment leur faible densité. Soucieux de réduire la consommation du carburant et dans le but de protéger l'environnement, les constructeurs d'automobile ont utilisé ces alliages légers pour réduire le poids des véhicules. Depuis quelques années, plusieurs travaux de recherche ont été réalisés pour l'étude de faisabilité de nouvelles techniques d'assemblage des alliages de magnésium, comme le FSW [BAS.06, DAR.07, AFR.08...] et le soudage par faisceau laser [DRA.98a, HAF.98, DHA.01a, DHA.01b, FER.05, HAV.06]. Mais le nombre important de paramètres de ces procédés et leur sensibilité aux variations de la température, conduit à une expérimentation longue et coûteuse. Avoir recours à la simulation numérique, pour optimiser les variables du procédé et prédire ces conséquences thermiques, mécaniques et métallurgiques, peut être une démarche intéressante pour contourner les problèmes des travaux expérimentaux.

L'étude numérique des procédés de soudage est un domaine de recherche pluridisciplinaire : elle fait appel à des connaissances issues de la physique, de la thermique, de la mécanique et aussi de la science des matériaux. Depuis les années 40, la modélisation et la simulation numérique des procédés de soudage a fait l'objet de plusieurs travaux. Les publications qui traitent ce sujet sont très abondantes et les cas d'application sont surtout présentés pour des pièces en acier [ROS.41, ROS.46, HIB.73, BER.92, GRI.01, TSI.03, BER.04, MAC.05...]. Mais la complexité des phénomènes physiques mis en jeu, la diversité dans le type de transfert de chaleur et des interactions source d'énergie - matière font qu'un nombre important de problèmes reste encore à résoudre.

Ce travail, réalisé dans le cadre d'une thèse de doctorat en cotutelle entre deux laboratoires de recherche dans le domaine de la mécanique et de l'étude des matériaux (MA2I – ENIT Tunisie/ MécaSurf – Arts et Métiers France), est une contribution à l'étude expérimentale et numérique du soudage laser des alliages de magnésium. Notre travail consiste à proposer un modèle de simulation numérique qui permet de suivre l'histoire thermique et mécanique au cours du soudage par faisceau laser d'un alliage de magnésium utilisé pour la réalisation de pièces en fonderie. Le développement de cette analyse numérique a été appuyé par une étude expérimentale.

Le présent manuscrit expose le travail réalisé en trois chapitres :

Dans le premier, nous avons présenté une *étude bibliographique* qui a pour objectifs d'une part de mettre en évidence les différents aspects expérimentaux du procédé de soudage par faisceau laser ainsi que les caractéristiques des alliages de magnésium ; et d'autre part de rappeler les démarches généralement utilisées pour la modélisation et la simulation des conséquences thermiques et mécaniques des procédés de soudage. Cette présentation était nécessaire pour définir les démarches à suivre dans l'étude numérique et expérimentale du soudage par faisceau laser que nous envisageons de développer.

Le deuxième chapitre est consacré à l'*étude expérimentale* de l'assemblage par un faisceau laser CO₂ d'un alliage ternaire de fonderie Magnésium – Aluminium – Manganèse de désignation AM60. Cette étude a pour principaux objectifs de paramétrer, caler et valider le modèle numérique qui va être développé. Une première partie de l'étude concerne la faisabilité de ce procédé. Un dispositif expérimental a été conçu afin d'optimiser les paramètres technologiques du soudage des tôles de 3 mm d'épaisseur. Ce premier résultat est nécessaire pour définir certains paramètres du modèle numérique.

Ensuite, nous présentons le système d'acquisition mis en œuvre pour enregistrer l'évolution de la température au cours du processus en différents endroits des pièces soudées par le faisceau laser. Ces résultats expérimentaux vont appuyer certains résultats du modèle numérique que nous allons développer.

A la fin de ce chapitre, nous exposons les différentes analyses métallurgiques et mécaniques réalisées sur un cordon de soudure obtenu par les paramètres optimisés du procédé. Une étude comparative des résultats, obtenus aussi bien dans le métal de base que dans la soudure, a permis de déterminer les transformations microstructurales et les conséquences mécaniques dues au procédé de soudage par faisceau laser dans le cas de l'alliage de magnésium AM60.

Le dernier chapitre présente une *étude numérique* du comportement thermique et mécanique de plaques assemblées par faisceau laser. L'analyse numérique repose sur une modélisation thermomécanique du comportement des pièces soudées. Elle est réalisée en deux étapes successives.

La première est consacrée à la construction d'un modèle tridimensionnel, transitoire et non linéaire qui permet la simulation de l'histoire thermique au cours du soudage. L'analyse numérique, développée sur un code de calcul par éléments finis Cast3M, repose sur la modélisation des phénomènes de transfert de chaleur au cours du soudage. Dans ce cas, le chargement appliqué est une source de chaleur volumique associée à des conditions aux limites mobiles. Les résultats de l'analyse thermique sont présentés sous forme d'évolution spatio-temporelle de la température et de la vitesse de refroidissement dans les différentes régions des plaques soudées. Une comparaison des résultats numériques et expérimentaux permettra d'apprécier la pertinence du modèle thermique développé.

La deuxième étape concerne la simulation de l'évolution de l'état mécanique des pièces au cours de l'assemblage en introduisant les résultats du modèle thermique comme chargement. A la fin de ce rapport, nous présentons une analyse transitoire non linéaire permettant de prédire les états de contraintes et de déformations résiduelles qui jouent un rôle important dans la tenue mécanique des soudures.

CHAPITRE 1 : Etude bibliographique

Introduction à l'étude bibliographique

L'étude bibliographique réalisée tout au long de ce travail de thèse est présentée dans la première partie de ce rapport. Elle a pour principaux objectifs de définir le cadre de l'étude envisagée et de présenter les travaux existants afin de fixer la démarche à suivre pour la résolution de la problématique posée.

Nous allons commencer ce chapitre bibliographique par une présentation générale des alliages à base de magnésium, leur classification, leurs propriétés métallurgiques et leurs aptitudes à l'assemblage par soudage.

Nous exposons, ensuite, le principe du procédé de soudage par faisceau laser, les phénomènes physiques au cours de l'interaction laser-matière, ainsi que les différentes technologies laser utilisées pour l'assemblage des matériaux. Nous nous focaliserons principalement sur l'étude de l'influence des paramètres de soudage sur la qualité des soudures obtenues.

Une troisième partie sera consacrée à la présentation de l'état de l'art des travaux réalisés pour le développement de ce récent procédé pour l'assemblage des pièces en alliages de magnésium. Quelques résultats des études paramétriques réalisées sur un certain nombre d'alliages à base de magnésium, destinés principalement à l'utilisation en industrie automobile et aéronautique, seront présentés.

Enfin, dans la dernière partie de ce chapitre, nous allons parler des démarches classiques adoptées pour la simulation numérique des procédés de soudage. Les modélisations ainsi que les différentes méthodes de résolution utilisées pour l'étude numérique des comportements thermique et mécanique au cours du soudage sont exposées.

1. Présentation des alliages du magnésium

1.1. Propriétés du magnésium pur

Le magnésium est un métal blanc argent, léger et malléable ; il a été découvert par Humphry Davy (Angleterre) en 1808. Assez abondant dans la croûte terrestre (2,5 %), le magnésium se trouve aussi bien dans l'eau de mer que dans l'eau douce. La masse volumique du magnésium est très faible et égale à 1,74 kg/dm³ à 20°C, soit 2/3 de celle de l'aluminium et 1/4 de celle de l'acier. Le magnésium possède une structure cristalline hexagonale compacte de paramètres de maille : a = 0,3202 nm, c = 0,5199 nm et de rapport c/a=1,62, de numéro atomique Z = 12 et de masse molaire M= 24,32 g/mole. Les propriétés physiques et mécaniques du magnésium pur sont données dans le tableau 1.1.

Propriétés physiques	
Point de fusion	650 °C
Point d'ébullition	1110°C
Masse volumique à 20 °C	1 740 kg m ⁻³ .
Coefficient de dilatation	29,9.10 ⁻⁶ (20 à 300 °C).
Chaleur massique	1030 J kg ⁻¹ C ⁻¹
Conductibilité thermique à 20°C	155 W m ⁻¹ C ⁻¹ .
Propriétés mécaniques	
Résistance mécanique R _m	200 MPa
Limite d'élasticité	50 MPa
Module d'élasticité	47000 MPa
Coefficient de Poisson	0,33

Tableau 1.1: Propriétés du magnésium pur [BILL.97, AFNOR.82, BAZ.85a].

1.2. Les alliages du magnésium

1.2.1. Désignation

Possédant des faibles propriétés à l'état pur, le magnésium est le plus souvent allié à l'aluminium, le cuivre, le zinc, le zirconium et le manganèse. De nos jours, il n'y a pas de norme internationale pour la désignation des alliages de magnésium mais la désignation la plus utilisée est celle de l'ASTM (American Society for Testing Materials). La figure 1.1 présente la nomenclature de ces alliages selon la norme ASTM. Dans ce système les deux premières lettres indiquent les principaux éléments d'alliage et les chiffres qui s'en suivent présentent la composition nominale en pourcentage massique de ces éléments [CAO.06]. Par exemple, AM60 désigne l'alliage ternaire Mg-Al-Mn avec des intervalles de compositions de 5,5 à 6,5 % en aluminium et de 0,1 à 0,4 % en manganèse.

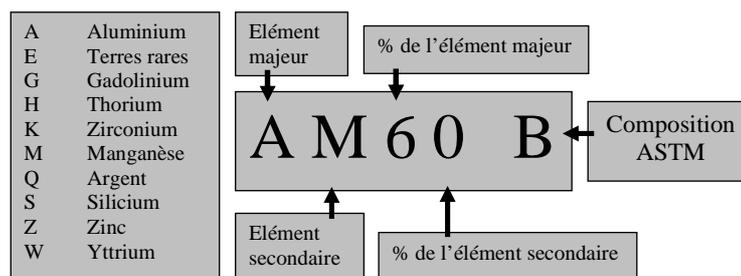


Figure 1.1: Nomenclature ASTM des alliages de magnésium.

1.2.2. Classification des alliages de magnésium

Les alliages de magnésium peuvent être classés suivant deux groupes : les alliages de fonderie et les alliages de corroyage.

1.2.2.1 Les alliages de fonderie

Le magnésium possède de bonnes propriétés de moulage. Sa chaleur spécifique réduite permet une solidification rapide du métal avant démoulage et son excellente stabilité dimensionnelle permet d'imposer des tolérances dimensionnelles sévères sur les pièces obtenues en fonderie. Les alliages de fonderie peuvent être classés en deux catégories : les alliages magnésium-aluminium et les alliages à bonne moulabilité [BILL.97, AFNOR.82].

Les alliages magnésium-aluminium : ces alliages contiennent au moins 85 % de magnésium avec des additions d'aluminium (jusqu'à 10 %), de zinc (<3%) et/ou de manganèse (<0,6 %). L'aluminium et le zinc améliorent la coulabilité, augmentent les caractéristiques mécaniques et les possibilités de transformation de l'alliage. Le manganèse améliore la résistance à la corrosion. Ces alliages sont moulés par gravité, sous pression ou en cire perdue.

Les alliages Mg-Al-Zn sont les plus utilisés, peu coûteux et leur coulabilité les rend aptes à la réalisation de pièces complexes; mais ils sont difficiles à utiliser en fonderie à cause de leur tendance à la microporosité et leur sensibilité à la variation de l'épaisseur de la pièce. Parmi ces alliages, nous pouvons citer les alliages AZ91, AZ81 et AZ63.

Les alliages Mg-Al-Mn sont destinés à la coulée sous pression. Le manganèse est utilisé dans ces alliages à une teneur située aux environs de 0,30 % pour améliorer leur résistance à la corrosion. Ajouté à l'alliage Mg-Al et en l'absence de zinc, le manganèse permet aussi d'améliorer les propriétés d'allongement et de résistance aux chocs de l'alliage. Parmi ces alliages, nous citons AM50, AM60 et AM100.

Les alliages à bonne moulabilité : ce groupe est constitué par des alliages de magnésium contenant comme éléments d'addition des terres rares, du thorium et du zirconium (WE54, WE43, QE22, HZ32, ZH62, ZE41...). Ces alliages possèdent d'excellentes propriétés de moulage et ils peuvent être facilement soudables. Le zirconium, introduit à une teneur de 0,6 à 0,7 % en masse, permet une diminution de la taille des grains et une légère amélioration des caractéristiques de résistance en traction et de la coulabilité. Les terres rares donnent à ce groupe d'alliages de bonnes propriétés mécaniques, améliorent la résistance à la corrosion et diminuent la microporosité. Enfin, le thorium donne aux alliages de magnésium de bonne propriété en fluage jusqu'à 350°C. La présence du thorium permet d'élever la teneur en zinc jusqu'à 6 % tout en diminuant la fragilité et la tendance à la microporosité.

1.2.2.2 Les alliages de corroyage

Les alliages de magnésium peuvent être utilisés pour l'obtention de pièces par laminage, forgeage ou filage. Le taux de déformation à froid de ces alliages est limitée à 20 % du fait de leur structure hexagonale, pour laquelle le nombre de systèmes de glissement est réduit. D'où la nécessité d'effectuer des déformations à chaud à des températures comprises entre 250 et 450 °C [BILL.97]. Les procédés de mise en forme par déformation

conduisent à une texture cristallographique qui entraîne une anisotropie des caractéristiques mécaniques des pièces obtenues. On distingue six sous groupes d'alliages de magnésium corroyés qui sont :

Les alliages à l'aluminium et zinc : ce groupe rassemble les alliages de magnésium les plus classiques comme le AZ31, le AZ61 et le AZ80. Le premier est le moins chargé en aluminium et le plus utilisé. Il possède des caractéristiques mécaniques moyennes, une bonne soudabilité et il est le seul compatible avec le laminage. Les deux autres sont des alliages plus chargés en aluminium et se prêtent plus au filage et forgeage.

Les alliages au zirconium sans thorium : les alliages de cette famille, tels que ZK40 et ZK60, contiennent entre 0,4 et 1 % de zirconium. Ils ont une bonne aptitude à la déformation et une faible sensibilité au grossissement du grain au cours de la solidification.

Les alliages au manganèse : ces alliages, comme le M1A, sont utilisés dans des applications électrochimiques. Ils sont utilisés pour la protection cathodique des aciers.

Les alliages au thorium : l'addition du thorium permet d'améliorer la résistance à la déformation à chaud. Son addition est compatible avec l'addition du zirconium formant des alliages comme le HK31.

Les alliages aux terres rares : l'addition des terres rares permet l'amélioration de la résistance à la déformation à chaud.

Les alliages au lithium : le lithium confère à l'alliage LA141 une grande capacité de déformation à froid et d'excellentes capacités de soudabilité.

1.2.3. Avantages et inconvénients des alliages de magnésium

Les alliages de magnésium présentent plusieurs avantages mais aussi quelques inconvénients [CAO.06, MOR.01]. Les caractéristiques spécifiques intéressantes de ces alliages sont les suivantes:

- Faible masse volumique comparée à celles des aciers et aux alliages d'aluminium (tableau 1.2). Leur utilisation permet la réduction du poids des pièces mécaniques ;
- Conductivité thermique élevée par unité de volume qui permet des échanges thermiques faciles d'où leur utilisation pour la fabrication des carters de moteurs thermiques et des moules d'injection de matières plastiques ;

Matériaux	Masse volumique (g/cm)	Conductivité thermique à 20°C (W/m k)
Acier allié (45 Ni Cr Mo 16)	7,81	33
Alliage d'aluminium (5085)	2,66	126
Alliage de magnésium (AZ91)	1,74	75

Tableau 1.2: Comparaison de la densité et de la conductivité thermique des alliages de magnésium par rapport à d'autres types d'alliages.

- Capacité d'amortissement des vibrations élevées pour la plupart des alliages, ce qui leur confère une bonne résistance aux chocs ;

- Meilleure usinabilité par rapport à tous les autres matériaux métalliques ;
- Bonnes propriétés de moulage: sa fluidité permet un remplissage optimal des moules, sa chaleur spécifique réduite assure un refroidissement rapide du métal liquide avant démoulage et son excellente stabilité dimensionnelle permet d'imposer des tolérances dimensionnelles serrées des pièces obtenues par fonderie.
- Bonne soudabilité pour la plupart des alliages ;
- Et enfin ils présentent l'avantage d'être des matériaux recyclables [DIT.04].

Par contre les alliages de magnésium présentent quelques inconvénients qui ont limité leurs utilisations et qui consistent en :

- leur faible module d'élasticité en comparaison avec ceux des aciers et des alliages d'aluminium (tableau 1.3) ;
- leurs résistances au fluage et à la fatigue limitées à haute température ;
- leurs faibles propriétés en surface (faible dureté) d'où la nécessité d'un traitement de surface ;

Alliages	Module d'élasticité GPa	Résistance mécanique MPa	Dureté
Acier allié Trempé revenu (35NiCrMo16)	203	1500	52 HRC
Alliage d'aluminium (5085 laminé)	71	275-330	
Alliage de magnésium (AZ91)	44	230	60 HB

Tableau 1.3: Comparaison des propriétés mécaniques des alliages de magnésium par rapport à d'autres d'alliages.

- leur difficulté de mise en œuvre par déformation à froid ;
- leur faible résistance à la corrosion dans les milieux agressifs [AFN.82, BILL.97] d'où la nécessité d'une protection par recouvrement ou d'un traitement superficiel. Deux types de corrosion sont rencontrés dans le cas des alliages de magnésium. D'une part, utilisés isolés, ils se recouvrent d'une couche d'oxyde $Mg(OH)_2$. Cette attaque chimique est due principalement au pouvoir réducteur important du magnésium et sa grande réactivité vis-à-vis des acides. D'autre part, son potentiel fortement électro-négatif par rapport à quelques éléments d'addition, comme le fer, le cuivre ou le nickel, favorise l'apparition d'une attaque électrochimique et conduit à une corrosion galvanique interne de l'alliage.

Face à ces quelques inconvénients, de nombreuses recherches ont été poursuivies dans le but d'améliorer les caractéristiques des alliages de magnésium, notamment leur résistance mécanique et leur résistance à la corrosion [MOR.01, SUD.08], et de favoriser leur utilisation dans plusieurs secteurs industriels.

1.2.4. Utilisation des alliages de magnésium dans l'industrie

Les alliages de magnésium conviennent parfaitement à diverses applications dans lesquelles une réduction du poids est bénéfique en termes d'énergie (pièces de machine) ou de consommation de carburant (transport) ou simplement à cause de la portabilité (outils à main, bagages). Grâce à leurs avantages, comme leur faible densité, leur bonne stabilité dimensionnelle et leur bonne capacité d'amortissement, les alliages de magnésium tendent à remplacer les aciers et les alliages d'aluminium dans plusieurs secteurs industriels.

L'économie d'énergie et les exigences liées à l'environnement ont entraîné une utilisation croissante des alliages de magnésium dans l'industrie automobile, surtout nord américaine, en vue de l'allègement des véhicules (figure 1.2). Ainsi en Ontario (2^{ème} producteur nord américain de pièces auto), la production des composants en alliages de magnésium coulés sous pression a augmenté de 12 à 15% par an depuis 1993. Le magnésium représente aujourd'hui entre 4 à 5 Kg par véhicule aux USA. Selon Hydro Magnesium, cette part pourrait passer à 50 - 60 Kg par véhicule d'ici 2010-2015 [STA.04]. Les alliages de magnésium sont utilisés en industrie automobile dans les boîtes des vitesses (figure 1.3a), les pièces d'embrayage, les carter, les couvre-culasses, les jantes de véhicules de compétition et les pièces de sécurité (figure 1.3b, c). L'industrie aérospatiale est également soucieuse de réduire le poids, ce qui a amené à l'utilisation des alliages de magnésium dans la fabrication des cadres de siège, des carter de boîtes de vitesse (figure 1.4), couvercles de freins et de nombreux autres composants intérieurs sans le risque d'une corrosion atmosphérique ou galvanique et des coûts de maintenance associés. Les alliages de magnésium sont aussi utilisés dans les boîtes de transmission des hélicoptères et dans certaines parties d'avions civils.

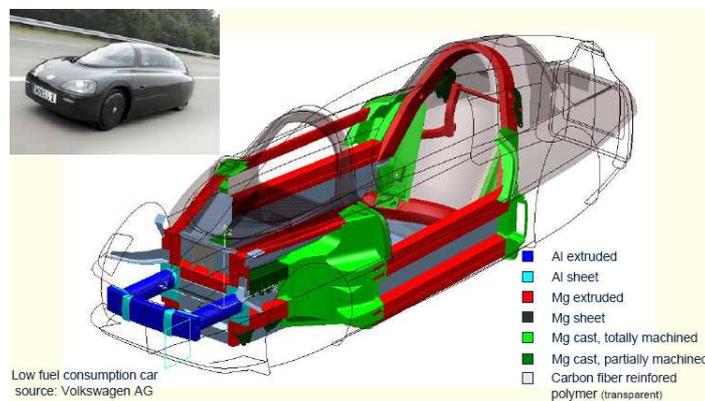


Figure 1.2: Utilisation des alliages légers dans une voiture de faible consommation de carburant [GHA.04]



Figure 1.3: Utilisation des alliages de magnésium dans l'industrie automobile [REI.04] : (a) Boîte fixe d'embrayage en AZ91D (VW AUDI). (b) Socle pour bras de changement de vitesse en AM60 (SaturnVue). (c) Devant de tableau de bord en AM60 (DaimlerChrysler)



Figure 1.4: Eléments de boîte de vitesse d'hélicoptère en alliage de magnésium [REI.04].

Le magnésium est de plus en plus populaire dans le domaine de l'électronique et un certain nombre de produits portables tels que les ordinateurs portables, les caméras et caméscopes, téléphones mobiles [REI.04], lecteurs de CD et PDA sont actuellement produits à partir des alliages de magnésium. L'exploitation de ces alliages a également donné de très bons résultats dans l'industrie de la mode, permettant leur utilisation dans la production de lunettes de soleil qui sont protégés contre la combinaison corrosive des cosmétiques et de la transpiration.

1.2.5. Métallurgie des alliages de magnésium

La métallurgie des alliages de magnésium dépend de la nature des éléments d'addition, de leurs pourcentages massiques ainsi que du mode d'obtention des alliages. Dans ce paragraphe, nous allons nous limiter à la présentation des phases présentes dans la famille des alliages de fonderie magnésium-aluminium à qui sont ajoutés d'autres éléments comme le zinc et/ou le manganèse, à différentes teneurs. Une étude métallurgique plus complète sera présentée, dans le chapitre expérimental, pour l'alliage ternaire Magnésium-Aluminium-Manganèse AM60 que nous allons utiliser dans l'étude du soudage par faisceau laser des alliages de magnésium.

Comme le montre le diagramme binaire de la figure 1.5, les alliages magnésium-aluminium comportent un palier eutectique à la température 437°C. Le point eutectique correspond à une teneur en aluminium de 32,3 %. La solubilité maximale de l'aluminium dans le magnésium est obtenue à la température 437°C et correspond à une teneur en masse de 12,7 % d'aluminium. A la température ambiante, cette solubilité est inférieure à 1%. Pour des teneurs massiques en aluminium comprises entre 1 et 43 % et à la température ambiante, l'alliage présente deux phases α et β à l'état d'équilibre selon différentes configurations suivant le pourcentage d'aluminium. La phase primaire α présente une structure cristalline hexagonale compacte, la même que celle du métal de base Mg. Alors que la phase β de stœchiométrie $Al_{12}Mg_{17}$, cristallise suivant le système cubique centré [BAZ.85b].

Généralement les alliages de magnésium, coulés sous pression avec comme principal élément d'addition l'aluminium, sont développés avec des teneurs en aluminium inférieures ou au plus égales à 10 %. Plusieurs études métallurgiques [ZHU.06, BAR.04, OHN.06, WAN.03, ZHA.08], réalisées sur ces d'alliages, ont montré, qu'à la température ambiante, la structure de l'alliage est composée de grains de la phase primaire α -Mg, de particules de la phase β - $Al_{12}Mg_{17}$ et d'une phase eutectique ($\alpha_{eut} + \beta_{eut}$) (figure 1.6a). Cette dernière est une structure biphasée composée de lamelles alternées des phases α et β et logée principalement au joint de grain (figure 1.6b).

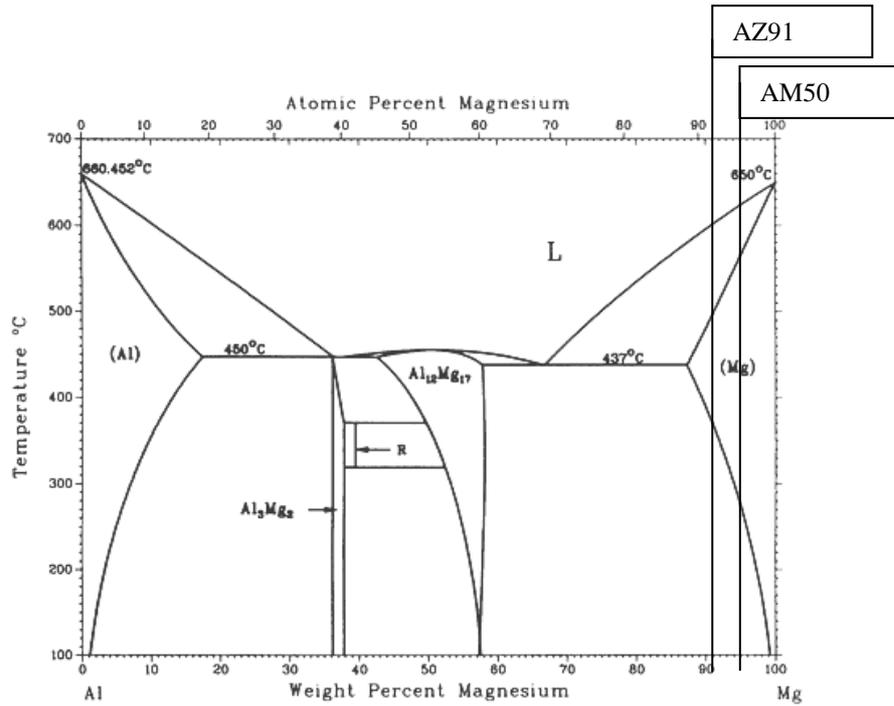


Figure 1.5: Diagramme binaire Magnésium – Aluminium [@ASM].

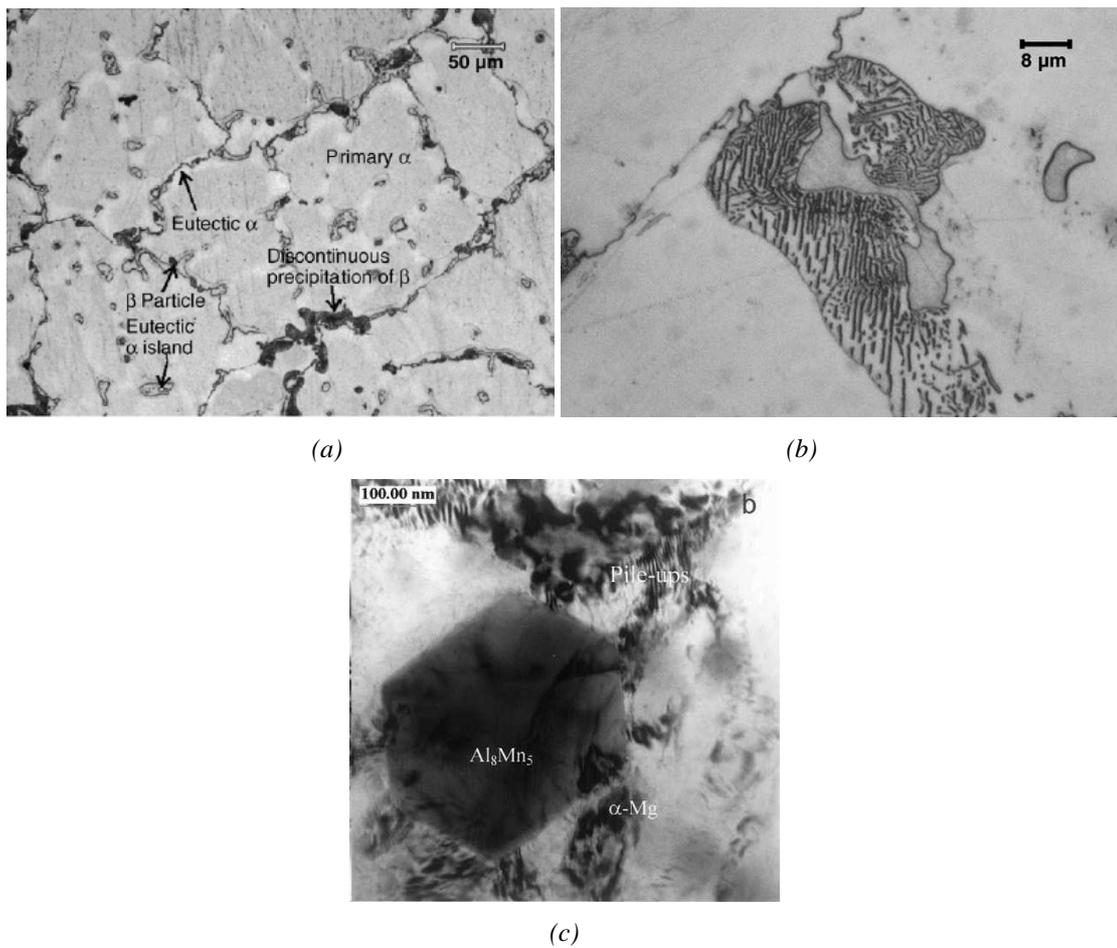


Figure 1.6: Microstructure des alliages de fonderie : (a,b) alliage Mg – Al – Zn (AZ91) [ZHU.06]. (c) alliage Mg – Al – Mn (AM50) [WAN.03]

Les alliages de magnésium, utilisés industriellement, sont des alliages ternaire et quaternaire. Dans le cas des alliages de fonderie Magnésium - Aluminium, les principaux éléments d'addition sont le manganèse et le zinc. La présence de ces éléments chimiques, même à plus faible teneur que l'aluminium, fait apparaître une phase ternaire, présente en faible fraction volumique, sous forme de précipités dont la nature et la stœchiométrie dépendent de la composition chimique de l'alliage comme le montre le diagramme ternaire Aluminium - Magnésium - Manganèse de la figure 1.7. Des analyses thermiques et des calculs thermodynamiques faits par Ohno & al [OHN.06] sur le système quaternaire Mg-Al-Mn-Zn, ont montré la présence, dans les alliages contenant 0,2% de manganèse, de la solution solide α -Mg et d'une phase binaire Al-Mn comme β -Mn, Al_8Mn_5 ou $Al_{11}Mn_4$. En plus, ils montrent l'apparition d'une troisième phase qui, suivant le pourcentage d'aluminium et du zinc présents, peut être les phases γ - $Al_{12}Mg_{17}$, MgZn, Φ ou τ . Ces deux dernières sont des composés ternaires Mg-Al-Zn [OHN.06]. Expérimentalement, les analyses microstructurales de l'alliage de fonderie AM50, réalisées par Wang & al [WAN.03] et Gertsman & al [GER.05], ont affirmé la présence, en plus de la phase primaire α -Mg et la phase β - $Al_{12}Mg_{17}$, de précipités de forme polygonale de la phase Al_8Mn_5 comme le montre la figure 1.6c.

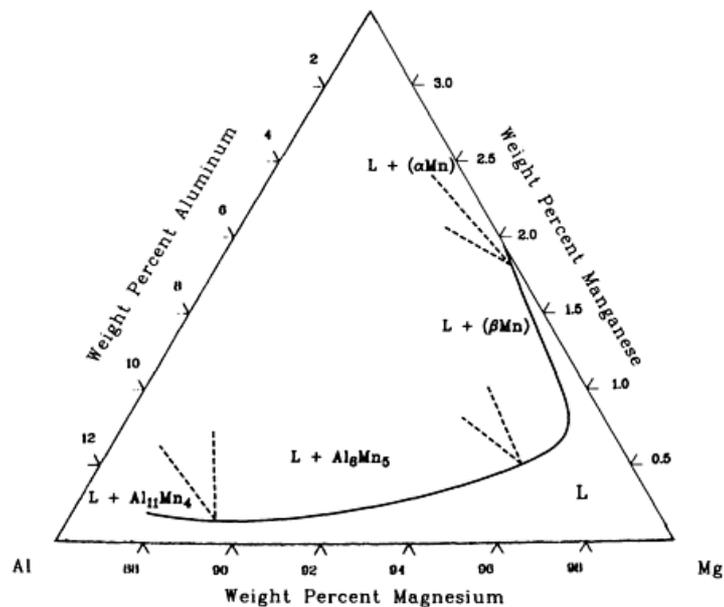


Figure 1.7: Diagrammes ternaires Aluminium - Magnésium - Manganèse à 670°C [©ASM].

Les micrographies de la figure 1.8 présentent la microstructure obtenue après refroidissement rapide depuis l'état liquide des alliages magnésium-aluminium. Dans leur travaux, Dahle and al [DAH.01, STJ.03] ont montré, qu'après solidification des alliages AM50 et AZ91, le magnésium se présente sous forme de dendrites (A) caractérisées par une forme sextuple symétrique entre lesquelles se trouvent logées des particules blanches très fines de la phase β - $Al_{12}Mg_{17}$ (B) (figure 1.8b).

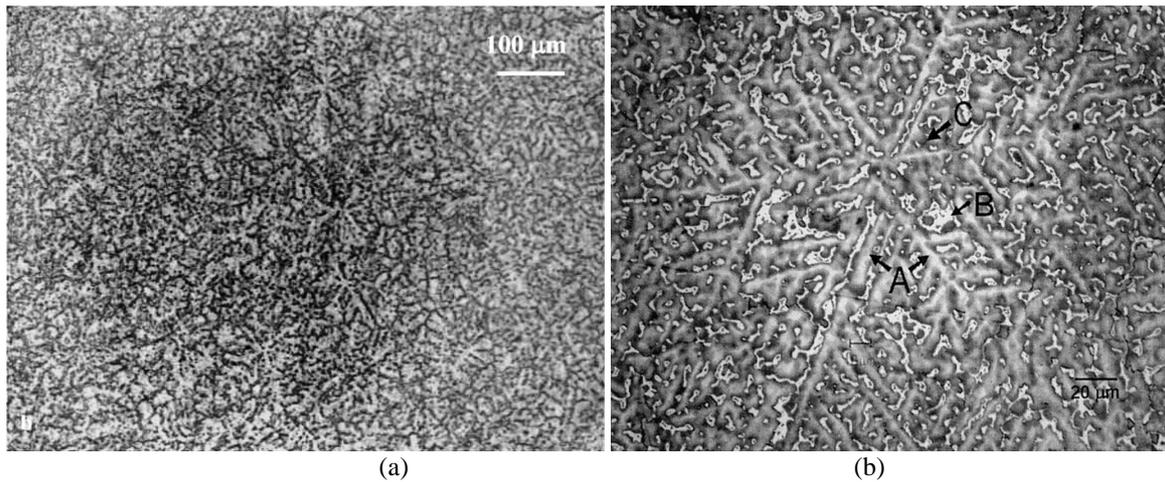


Figure 1.8: Microstructure des alliages de magnésium (a) AZ91 [CZE.02] et (b) AM50 [DAH.01] après solidification rapide.

2. Le soudage par faisceau laser

2.1. Le rayonnement laser

En 1916, Albert Einstein définit les lois d'émission de photons (lumière) par stimulation (pompage optique) et émet le principe de l'émission stimulée qui ouvre la porte à une nouvelle technologie: le LASER « Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation » soit en français l'amplification de lumière par émission stimulée de radiations.

Le faisceau laser est une onde électromagnétique caractérisée par sa longueur d'onde, sa puissance ainsi que par sa section. Il est généré dans un résonateur constitué de deux miroirs dont l'un est partiellement transparent et contenant un milieu actif, dit lasant, généralement solide ou gazeux. Le milieu actif est excité par une source d'énergie qui induit dans la cavité une émission stimulée (figure 1.9). Les lois de l'émission stimulée font que les photons réémis ont tous la même fréquence et la même phase. À partir d'un certain seuil, il y a amplification et émission d'un très grand nombre de photons qui se constituent en onde électromagnétique cohérente. La fréquence de celle-ci est celle des photons qui la génèrent et elle est fixée par la nature du milieu excité.

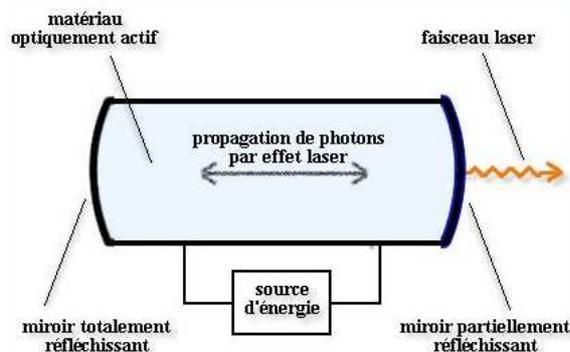


Figure 1.9: Schéma de principe de fonctionnement d'un laser

Au début des années 70, la technologie laser prend place dans le milieu industriel dans le domaine des traitements des matériaux. Des outils de découpage des tôles par faisceau laser ont été utilisés pour la première fois en 1975 et c'est seulement en 1984 que la technologie laser a été développée pour le soudage des métaux dans les industries de production en série [DUT.03, CRE.06]. Dans ce qui suit nous allons présenter le principe de ce procédé de soudage.

2.2. Principe du soudage par faisceau laser

Le faisceau laser est orienté par un jeu de miroirs ou par fibre optique de la source vers une tête de soudage où il passe par un système de focalisation permettant de réduire son diamètre. Après focalisation, le faisceau est envoyé directement sur la surface des pièces à souder. L'effet du rayon laser sur la matière est dû à son absorption en surface où il se transforme en chaleur. Cette énergie peut être concentrée par focalisation sur une surface extrêmement réduite, produisant de fortes densités de puissances de l'ordre de 10^5 W/cm² à 10^7 W/cm² [BOI.98, CAZ.94]. La puissance du faisceau se développe quasi intégralement à son point d'impact et donne lieu à une sublimation instantanée de la matière. Dans le cas d'un matériau métallique, une tension de vapeur élevée en résulte, refoulant vers les bords un film de métal en fusion et donnant par la suite naissance, en surface, à une petite cavité que le faisceau emprunte pour progresser. Il se forme alors un puits étroit qui se propage dans la matière formant ainsi ce que l'on appelle capillaire ou keyhole. Ce dernier, de diamètre à peine supérieur à celui du faisceau, est physiquement occupé par des vapeurs métalliques ionisées à très haute température et ses parois sont tapissées de métal en fusion comme le montre la figure 1.10.

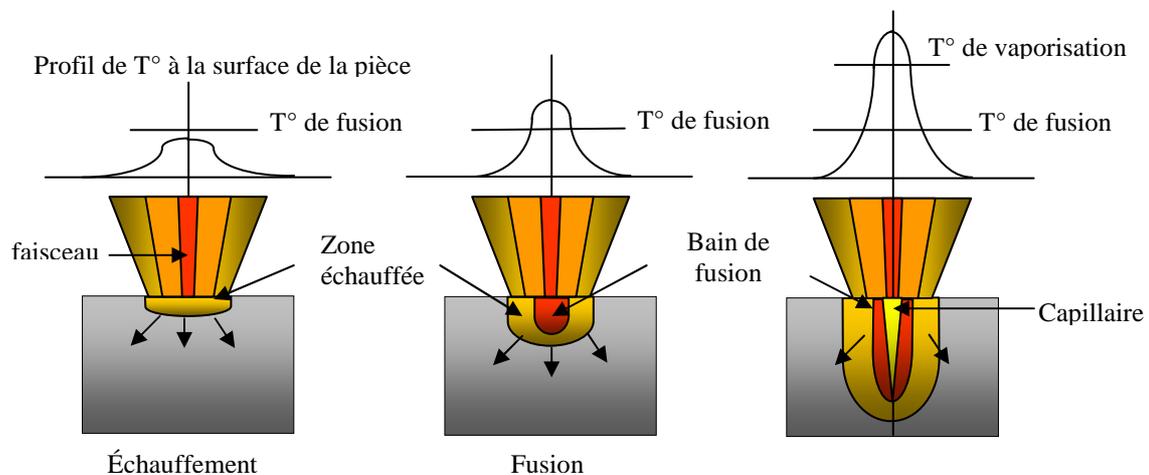


Figure 1.10: Processus de création du capillaire

Lorsque le faisceau se déplace le long du plan de joint, le métal en fusion est rejeté vers l'arrière et referme le capillaire en formant un cordon de soudure et assurant la continuité métallurgique entre les pièces (figure 1.11). L'interaction du faisceau laser avec les vapeurs métalliques du keyhole conduit à une ionisation partielle qui forme un plasma composé de vapeurs ionisées en surface du bain de fusion. Le plasma de surface est très absorbant vis-à-vis du faisceau laser et constitue une seconde source de chaleur qui, en restituant une partie de cette énergie, est responsable de la morphologie souvent évasée de la partie supérieure du cordon.

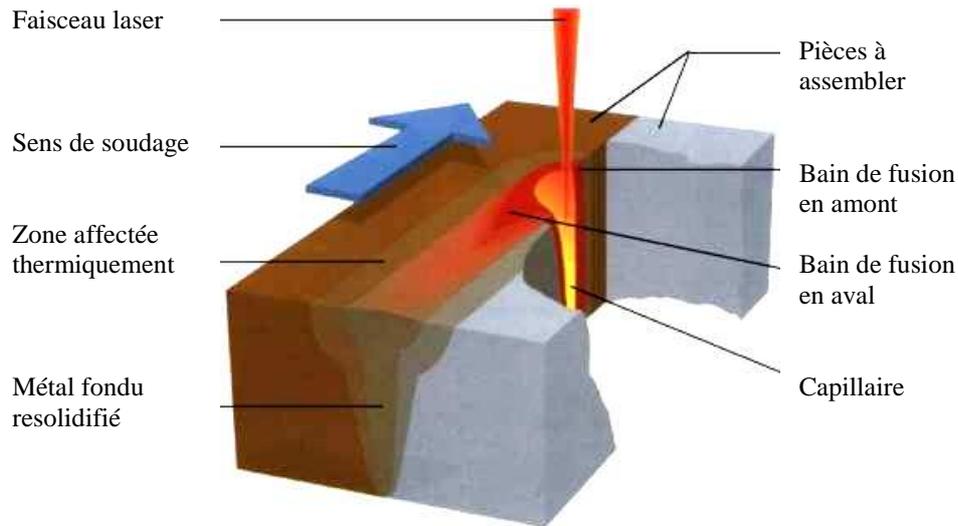


Figure 1.11: Principe du soudage par faisceau laser.

Le phénomène de capillaire, qui apparaît sur la plupart des matériaux métalliques, entraîne :

- la formation d'une soudure sans métal d'apport;
- un pouvoir de pénétration important, réduisant à une passe nécessairement unique la réalisation de soudures bord à bord sur des épaisseurs pouvant atteindre 20 mm pour le soudage par faisceau laser,
- une zone affectée par la chaleur transversalement très réduite,
- des déformations limitées ; il n'est donc pas nécessaire de brider fortement les pièces à assembler ce qui réduit d'autant l'outillage annexe et le temps de soudage.
- une vitesse d'exécution élevée.

Mais par contre le soudage par faisceau laser présente quelques inconvénients :

- par rapport aux procédés classiques de soudage, la technologie laser est coûteuse, en plus de la nécessité d'appareils annexes comme une table de soudage commandée numériquement. Mais le surcoût est vite compensé par les avantages décrits précédemment.
- l'accostage des pièces demande beaucoup de rigueur pour le soudage bord à bord, une bonne maîtrise du jeu entre les deux pièces est demandée afin de respecter les tolérances d'accostage serrées et d'assurer une bonne interaction laser-matière tout au long de la ligne de soudure.

2.3. Paramètres du soudage laser

Le soudage par faisceau laser dépend de plusieurs paramètres qui sont liés au faisceau laser, au système de focalisation, au matériau et au gaz de protection. L'organigramme de la figure 1.12 récapitule les différents paramètres mis en jeu dans un

procédé d'assemblage par faisceau laser. Dans ce qui suit nous allons illustrer l'influence des paramètres technologiques du procédé, puissance, vitesse de soudage, position du point focal et le gaz de protection, sur la qualité du cordon de soudure obtenue.

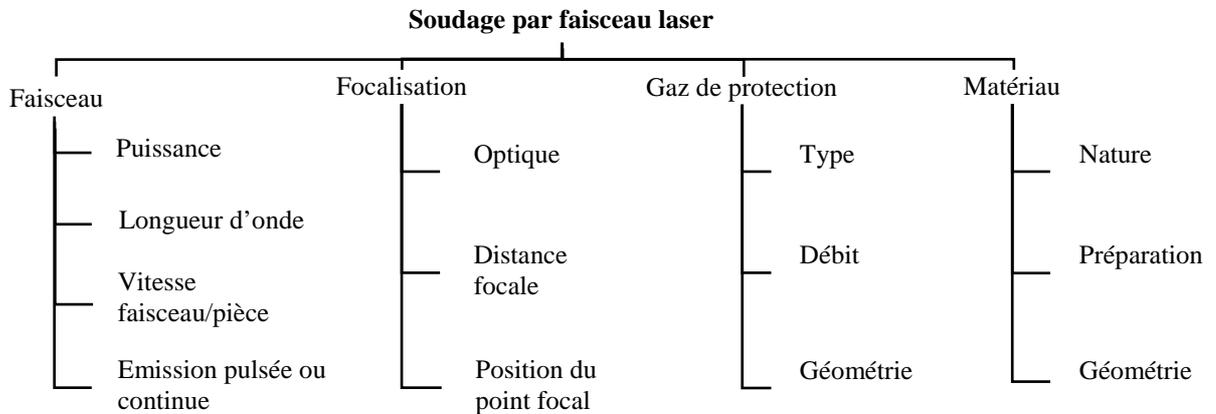


Figure 1.12: Paramètres du soudage par faisceau laser.

2.3.1. Le couple Puissance - vitesse

La puissance du faisceau et la vitesse de soudage, exprimées respectivement en watts et en m/min, sont deux données technologiques qui sont réglées en fonction des matériaux à souder, de la pénétration à obtenir ou de l'épaisseur à traverser. Ces deux paramètres caractérisent l'énergie linéique en J/m donnée par l'équation (1.1).

$$E_L = \frac{P}{V} \quad (1.1)$$

Cette énergie permet la fusion de la matière. De ce fait, à puissance constante, la diminution de la vitesse de soudage va engendrer une fusion d'une plus grande quantité de métal et donc une augmentation de la pénétration et de la largeur du cordon obtenu (figure 1.13). D'une manière générale, la puissance du laser agit principalement sur la profondeur de pénétration. L'évolution de la figure 1.14 montre que l'augmentation de la puissance faisceau incident permet une meilleure pénétration de la soudure en épaisseur.

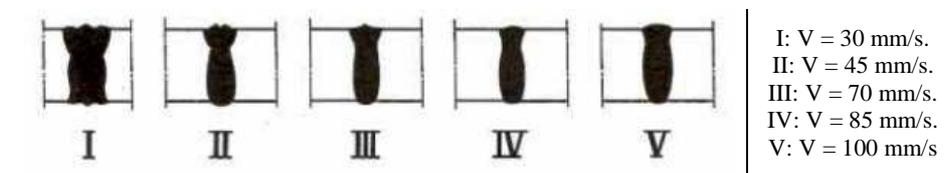


Figure 1.13: Influence de la vitesse de soudage sur la largeur des cordons de soudure : soudage par faisceau laser de puissance 2,2 kW d'un acier inoxydable d'épaisseur 1,6 mm [CAZ.94].

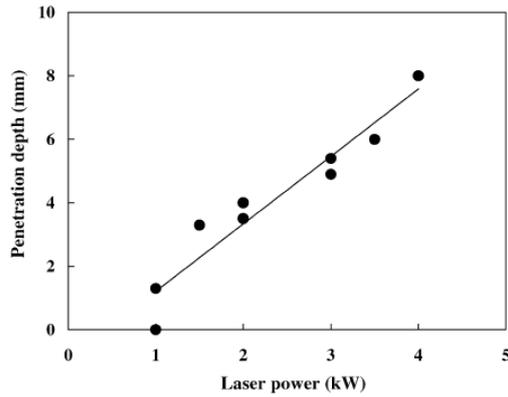


Figure 1.14: Influence de la puissance du faisceau laser sur la profondeur de pénétration: soudage par faisceau laser CO₂ de l'alliage de magnésium WE43 [CAO.06].

2.3.2. Profil de puissance du rayon et sa focalisation

La qualité du faisceau laser est définie par un coefficient sans dimension M^2 . Ce dernier permet d'évaluer quantitativement la focusabilité du faisceau laser et de situer la qualité des faisceaux laser par rapport au faisceau de référence gaussien. Le facteur M^2 est défini par l'équation 1.2. La figure 1.15 présente les différents modes de fonctionnement d'un faisceau laser et leur profil de puissance correspondant. Un faisceau laser parfait possède un mode TEM₀₀, Gaussien, et a un facteur M^2 égal à 1.

$$M^2 = \frac{l}{K} = \frac{\pi}{4\lambda} \omega_0 \theta_0 \quad (1.2)$$

Avec θ_0 la divergence du faisceau (demi-angle), λ la longueur d'onde du faisceau laser et ω_0 le rayon du faisceau naturel au col (waist) comme le montre la figure 1.16.

Densité de puissance					
Profil de puissance					
Mode	TEM ₀₀	TEM ₀₁	TEM ₁₀	TEM ₂₀	Multi
Facteur	$M^2 = 1$	$M^2 = 2$	$M^2 = 3$	$M^2 = 5$	$M^2 = 6.6$

Figure 1.15: Différents modes d'un faisceau laser [RAT.06].

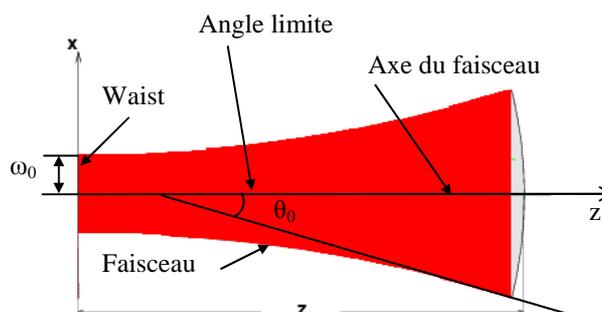


Figure 1.16: Schéma de propagation d'un faisceau laser

Le diamètre du faisceau au point de focalisation, représenté dans la figure 1.17a, est donné par l'équation 1.3. Sa détermination permet de calculer la densité de puissance DP dans la tache focale et donc l'énergie développée pour faire fondre le métal (équation 1.4) et d'approximer la taille du keyhole dont le diamètre est légèrement supérieur au diamètre du faisceau à la position focale.

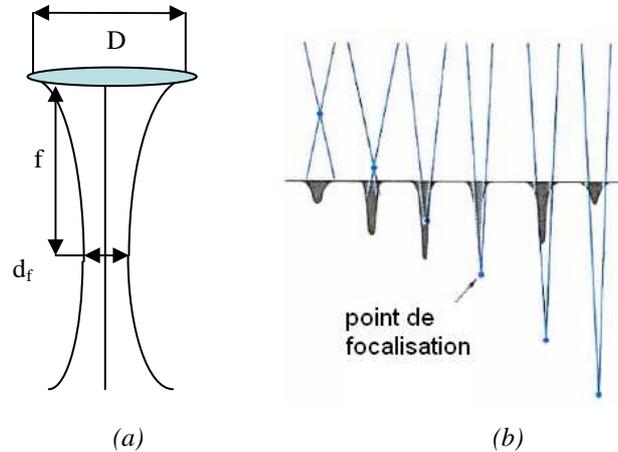


Figure 1.17: (a) Focalisation du faisceau laser. (b) Influence de la position du point de focalisation sur la morphologie du cordon de soudure [CAZ.94].

$$d_f = M^2 * \frac{4\lambda}{\pi} * \frac{f}{D} \quad (1.3)$$

$$DP = \frac{p}{S} = \frac{4P}{\pi d_f^2} \quad (1.4)$$

Avec d_f le diamètre au point de focalisation en mm, f la distance focale en mm, D le diamètre du faisceau sur l'optique de focalisation et P la puissance du faisceau laser au point d'interaction laser-matière.

La position du point focal par rapport à la surface des pièces à assembler est un paramètre technologique du soudage par faisceau laser qui a une influence sur la qualité du cordon de soudure obtenue. En effet comme l'illustre la figure 1.17b, la profondeur de pénétration est très sensible à la position du point focal qui est généralement placé à l'intérieur de la pièce pour obtenir les meilleures performances. La défocalisation du faisceau au-dessus du matériau peut conduire à l'élargissement du cordon de soudure.

2.3.3. Gaz de protection

Le faisceau, focalisé à l'aide d'une lentille convergente (figure 1.18), sort de la tête laser par une buse circulaire dans laquelle est injecté un gaz de protection qui a deux fonctions principales : la protection du bain de fusion et un meilleur couplage laser-matière. Au cours du soudage, le métal liquide doit être protégé de l'atmosphère ambiante par des gaz inertes afin d'éviter toute oxydation. De plus, la formation d'un plasma, due à la protection gazeuse, conduit à une absorption supplémentaire de l'énergie du faisceau, en s'ajoutant à l'effet inévitable du plasma des vapeurs métalliques. La réduction des performances du procédé, qui s'accompagne souvent d'un élargissement en surface de la zone fondue, peut être contrôlée en fonction du débit et de la nature des gaz utilisés afin d'assurer un meilleur échange thermique entre le faisceau et le matériau.

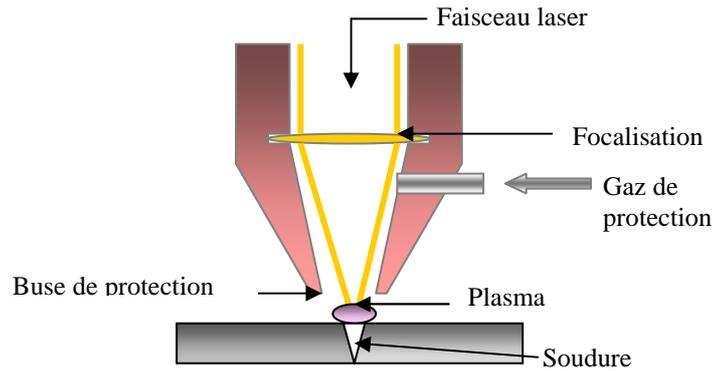


Figure 1.18: Gaz de protection.

L'hélium est le gaz de référence en soudage laser. Son potentiel d'ionisation élevé (24.5 eV) permet la création d'un plasma dense et donc un couplage optimal. L'argon est couramment utilisé dans les procédés de soudage par laser mais il a des performances plus faibles que celle de l'hélium. Son potentiel d'ionisation est plus faible (15.7 eV) et il provoque souvent un plasma absorbant entraînant une augmentation de la largeur du cordon en surface. La figure 1.19 illustre l'influence de la nature et du débit du gaz de protection sur la qualité du cordon de soudure obtenu.

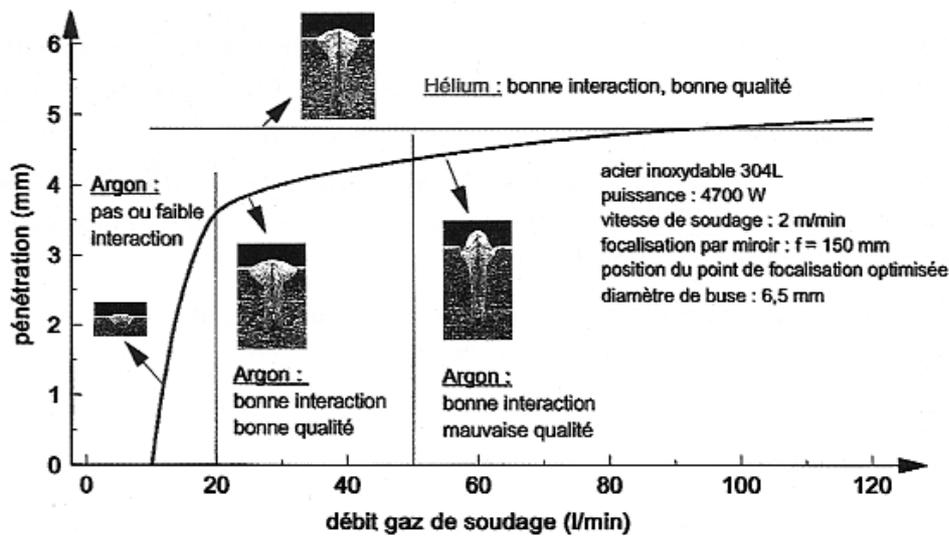


Figure 1.19: Influence du débit du gaz de protection : Comparaison des gaz (argon –hélium) [BOI.98].

Des mélanges des gaz argon/hélium sont aussi utilisés pour la couverture gazeuse au cours du soudage laser. Très utilisés industriellement, ils permettent des performances voisines de celles de l'hélium. En effet, lorsque la teneur en hélium est optimisée, les vitesses de soudage sont proches de celles obtenues avec une protection hélium. De ce fait le prix de revient de la soudure est sensiblement inférieur vue le faible coût de l'argon.

2.4. Différents types du soudage par faisceau laser

Les lasers sont classés en cinq grandes familles, selon la nature du milieu excité : laser à solide, laser à gaz, laser à semi-conducteurs, laser à liquide et laser à électrons

libres. Les lasers utilisés industriellement pour le traitement des matériaux et principalement pour le soudage des métaux sont les lasers Nd-YAG et les lasers CO₂.

Les lasers Nd-YAG sont des lasers solides dont le milieu actif, de nature cristalline, est un grenat d'aluminium-yttrium (Y₃Al₅O₁₂) dopé à 10²⁰ ions trivalents néodyme (Nd³⁺), émettant une onde de longueur d'onde 1,06 μm. Les lasers solides Nd-YAG peuvent fonctionner de façon pulsée permettant de donner une puissance moyenne de 500 W ou continue, permettant d'augmenter l'interaction avec la matière. Ils sont par excellence l'outil de microsoudage de précision, mais que l'on tente d'exploiter de plus en plus en soudage de tôles automobiles ou aéronautiques. Les lasers Nd-YAG présentent l'avantage de pouvoir être transportés par fibres optiques sur plusieurs dizaines de mètres grâce à leur faible longueur d'onde.

Les Lasers CO₂ sont des lasers à gaz dits moléculaires, car ils mettent en œuvre les niveaux de vibration-rotation de molécules de CO₂ dans un mélange d'azote et d'hélium à basse pression (0,1 bar). Les molécules d'azote sont excitées par une décharge électrique et, par collisions inélastiques, transfèrent l'énergie acquise aux molécules de CO₂ qui sont l'objet de l'émission stimulée. Les lasers CO₂ produisent un faisceau de 10,6 μm de longueur d'onde, très finement focalisable. Grâce à leur puissance de 0,1 à 45 kW, leurs possibilités en soudage sont supérieures à celles des lasers Nd-YAG. À cette longueur d'onde, les faisceaux laser CO₂ ne pouvant être transportés par fibres, cela implique l'utilisation des miroirs métalliques, traités et refroidis, pour dévier le faisceau. Suivant la technique de refroidissement, il existe différentes technologies de laser à CO₂. Ces techniques dépendent de l'utilisation recherchée et de la puissance maximale pouvant être extraite de la cavité. Les lasers CO₂ utilisés dans le soudage sont les lasers CO₂ à flux axial rapide, les lasers CO₂ à flux transverse et les lasers CO₂ Slab (figure 1.20).

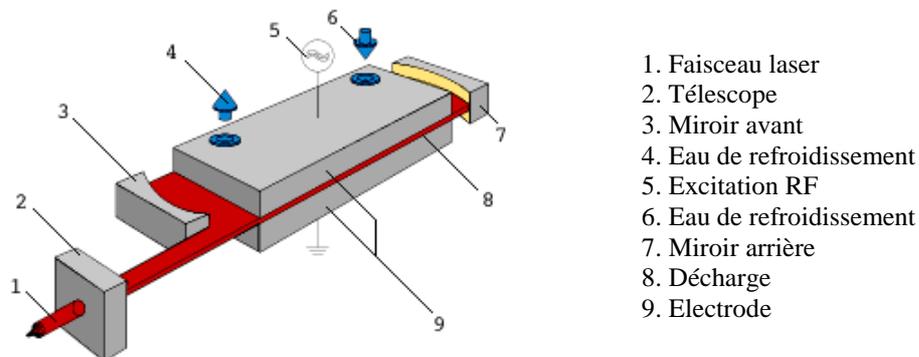


Figure 1.20: Le laser CO₂ SLAB

Dans le cas des lasers CO₂ SLAB, qui est la technologie utilisée dans le cadre de ce travail, le résonateur optique est constitué par des miroirs avant (3) et arrière (7) et deux RF-électrodes parallèles (9) (figure 1.20). L'excitation (5) du gaz de laser a lieu dans le domaine de RF entre les électrodes refroidies à l'eau. La chaleur produite dans le gaz est absorbée par les électrodes refroidies à l'eau. Le faisceau, présentant une forme rectangulaire, est injecté dans un télescope (2) équipé d'un filtre spatial qui transforme le faisceau et lui confère une excellente qualité en termes de répartition d'énergie (K>0.9). Cette technologie présente l'avantage d'être une source ultra compacte avec un rendement élevé.

3. Soudage laser des alliages de magnésium

Le choix des procédés de soudage pour l'assemblage de pièces en alliages de magnésium, est principalement conditionné par les propriétés physiques et chimiques de ces derniers [MUR.94]. La conductivité thermique élevée de ces alliages impose l'utilisation de sources de chaleur à grande densité d'énergie afin de réduire la durée des cycles thermiques de soudage. Mais par contre, elle favorise une diminution des gradients thermiques et conduit à des déformations moins localisées. En plus, son affinité chimique pour l'oxygène nécessite d'une part une protection gazeuse très efficace du métal fondu et de la zone affectée thermiquement au cours du soudage et d'autre part un décapage préalable pour enlever la couche de magnésie à la surface des pièces à assembler.

De ce fait, la plupart des alliages de magnésium de fonderie et de corroyage peuvent être soudés avec les procédés de soudage à grande densité d'énergie et permettant une protection efficace du métal contre l'action de l'oxygène par l'utilisation d'un gaz inerte. Actuellement, les procédés à l'arc TIG à courant alternatif (Tungsten Inert Gas) et MIG (Metal Inert Gas) sont les procédés les plus utilisés pour l'assemblage et la réparation des pièces en alliages de magnésium [MUR.94, CAO.06]. Un certain nombre de travaux ont été publiés sur le soudage TIG de tôles en alliages de magnésium. Des études de soudabilité par ce procédé de tôles en alliage de fonderie AZ91 [STE.99, MUN.01, SUN.06] et de corroyage AZ31 [ASA.97, ASA.99] ont permis de déterminer les paramètres de soudage ainsi que les caractéristiques métallurgiques et mécaniques des cordons de soudure obtenus. Mais les limites de ces procédés, comme la faible vitesse de soudage, la large zone affectée thermiquement obtenue et les importantes contraintes résiduelles et déformations induites dans les pièces soudées [MAR.01], ont poussé les chercheurs à développer de nouveaux procédés pour l'assemblage des alliages de magnésium. Actuellement, deux procédés sont en cours de développement et ne cessent de prendre de l'ampleur dans l'étude de l'assemblage des alliages légers, notamment à base de magnésium : le soudage par friction (FSW) et le soudage par faisceau laser.

Le procédé FSW (Friction Stir Welding) est une nouvelle technologie de soudage en pleine phase de développement qui a été inventé en 1991 par TWI. Elle consiste à réaliser un assemblage à l'état solide à l'aide d'un outil mis en rotation rapide dans le plan de joint des pièces à souder. Ce procédé a été essentiellement utilisé pour le soudage des alliages d'aluminium dans la construction spatiale (Boeing, Nasa). Mais récemment, des projets de recherches ont été mis en place dans le but d'étudier la soudabilité des alliages de magnésium par le FSW [NAK.01, LEE.03a, LEE.03b, MIS.05, HAV.06, WAN.06, DAR.07, WOO.08, AFR.08...].

Plus mature, le procédé de soudage par faisceau laser a été développé depuis les années soixante-dix pour l'assemblage des pièces en aciers, en titane et en plastique [RUF.72]. Mais son application pour les alliages légers, comme les alliages de magnésium, est relativement récente du fait que l'efficacité de ce procédé dépend étroitement des propriétés physiques du matériau à souder. Les alliages de magnésium possèdent certaines propriétés intrinsèques qui limitent leur assemblage par soudage laser, telles qu'une faible absorption du faisceau laser, une forte tendance à l'oxydation, un important coefficient de dilatation et une basse température de fusion et d'ébullition [CAO.06]. En plus, plusieurs problèmes comme l'instabilité du bain de fusion, les importantes projections et des défauts repérés dans les joints soudés comme les porosités [ZHA.01], la fissuration [LEH.99,

CAO.05] et la perte des éléments d'addition [LEO.98], ont été rencontrés au cours du soudage laser des alliages de magnésium (figure 1.21).

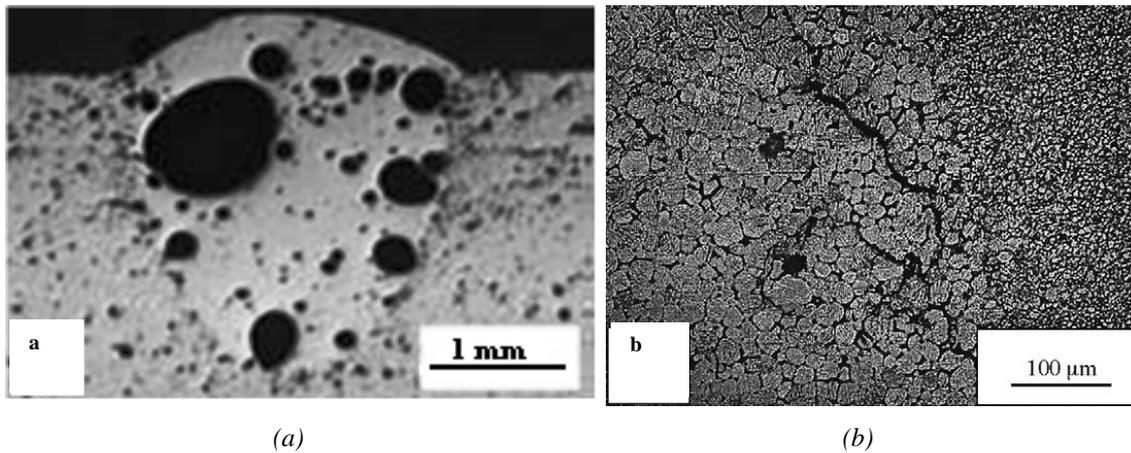


Figure 1.21: Défauts de soudure par faisceau laser des alliages de magnésium. (a) Porosités dans une soudure Nd-YAG de tôles en alliage de fonderie AM60B de 6mm d'épaisseur [ZHA.01]. (b) Fissure dans la ZAT d'une soudure Nd-YAG de tôles en alliage de ZE41A-T5 de 2mm d'épaisseur [CAO.05]

Néanmoins, depuis la fin des années quatre-vingt-dix, des études paramétriques ont été menées, pour d'une part déterminer l'influence des paramètres du procédé de soudage laser sur la qualité du cordon de soudure notamment la nature de la source laser, la puissance du faisceau laser, la position du point focal, la vitesse de soudage et le type du gaz de protection ; et d'autre part fixer les paramètres optimaux pour l'obtention de cordon de soudure de bonne qualité [CAO.06].

Actuellement, deux types de laser industriels sont utilisés pour l'étude de la soudabilité des alliages de magnésium, les lasers CO₂ et Nd-YAG. Le premier type de laser est caractérisé, en comparaison avec le deuxième, par une haute puissance de sortie, un bon rendement, des niveaux de sécurité et de précision élevés [CAO.06]. Mais, grâce au développement des systèmes d'amélioration de la qualité des faisceaux laser délivrés, plusieurs études expérimentales ont montré que le soudage des alliages de magnésium par le laser Nd-YAG est plus efficace que celui par le laser CO₂. En effet, les travaux réalisés par Hamferkamp & al [HAF.97a, HAF.97b, HAF.98] ont montré qu'avec un faisceau laser de 1,5 kW de puissance et une vitesse de soudage de 5 m/min, la profondeur de pénétration atteinte avec le laser Nd-YAG est de 2mm contre 0,7 mm avec un faisceau laser CO₂ de même diamètre. Des résultats similaires ont été obtenus dans l'étude de la soudabilité d'une plaque en alliage de corroyage AZ31 de 1,8 mm d'épaisseur utilisant un laser Nd-YAG à impulsion et un laser CO₂ continu de puissance respectif 2 et 6 kW. Un bon cordon de soudure est obtenu avec un laser Nd-YAG de puissance 0,8 kW et une vitesse de 3cm/s alors qu'avec le laser CO₂, il fallait 2,5 kW de puissance et une vitesse de 12,7cm/s pour avoir une bonne pénétration du faisceau laser [LEO.98, SAN.99]. D'autres études expérimentales, réalisées par Dhahri & al [DHA.01a, DHA.01b] sur le soudage par laser CO₂ de plaques en alliage de magnésium WE43 destinées à des applications aéronautiques, ont montré l'influence de la puissance du faisceau laser et de la vitesse de soudage sur l'évolution de la profondeur de pénétration et la largeur du cordon de soudure en surface. Les évolutions de la figure 1.22 montrent qu'à différentes valeurs de puissance, la pénétration et la largeur du cordon de soudure diminue linéairement lorsque la vitesse de soudage augmente. Des résultats similaires ont été obtenus pour le soudage Nd-YAG de l'alliage de fonderie AM60 [PAS.00].

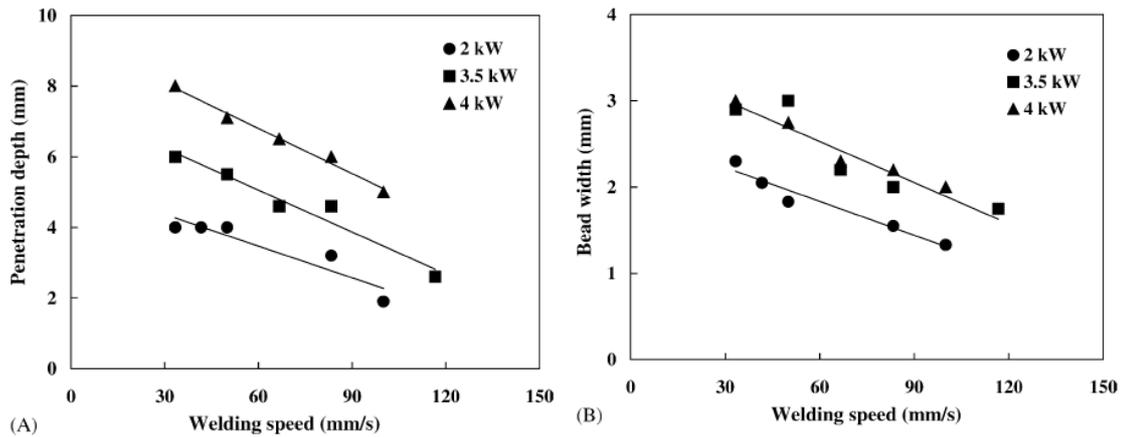


Figure 1.22: Influence du couple puissance-vitesse sur (A) la profondeur de pénétration et sur (B) la largeur du cordon de l'alliage de magnésium WE43 soudé par un faisceau laser CO₂.

La position du point focal est un paramètre important pour le soudage des alliages de magnésium. Son influence sur la qualité des soudures obtenues a été discutée par plusieurs auteurs. Weisheit & al [WEI.97, WEI.98] ont étudié le soudage par faisceau laser CO₂, de 2,5 kW de puissance, de plaques en alliages de magnésium d'épaisseurs variant de 2,5 à 8 mm. Leurs travaux ont montré que, pour les tôles minces, la meilleure soudure est obtenue quand le point focal est positionné sur la surface des échantillons alors que, pour les plaques épaisses, cette position a été fixée à 2 mm au dessus de la surface. Dhahri & al [DHA.00, DHA.02] ont étudié la soudabilité par faisceau laser CO₂ de plaques en alliage de magnésium AZ91 et WE43, d'épaisseurs respectives 2 et 4 mm. Ils ont montré d'une part qu'un bon cordon de soudure peut être obtenu pour un point focal positionné sur la surface des pièces à souder ou à 1 mm en dessous. D'autre part, ils ont remarqué que la position de ce point a une influence sur la largeur du cordon qui est minimal quand le point focal est sur la surface.

Pour illustrer l'importance de la protection gazeuse au cours du soudage des alliages de magnésium par faisceau, Weisheit & al [WEI.97, WEI.98] ont fait varier la nature de la protection gazeuse. Ils ont soudé des plaques en AZ91 en utilisant l'hélium, l'argon et puis l'azote comme gaz de protection. Ils ont remarqué que l'hélium a donné un meilleur cordon en termes de qualité de surface et de profondeur de pénétration.

En plus de l'étude de soudabilité, plusieurs auteurs se sont intéressés à l'étude microstructurale des différentes zones d'une soudure après le soudage laser des alliages de magnésium. Les études réalisées avaient pour but d'identifier la zone fondue (ZF) et la zone attaquée thermiquement (ZAT) et de déterminer leur microstructure et leur dimension en fonction des paramètres de soudage et de l'alliage traité. Des expérimentations ont permis de montrer que le soudage laser permet d'obtenir une zone fondue de faible dimension. Une largeur de 0.8 - 1.3 mm a été mesurée après soudage Nd-YAG de tôles en ZE41A-T5 de 2 mm d'épaisseur [CAO.05]. L'assemblage des tôles, de même épaisseur que les précédentes, en alliage de fonderie AZ91 et un autre de corroyage AZ31, avec un laser Nd-YAG de 2 kW de puissance, a donné des ZAT de largeur respectivement 50-160 µm [HAF.96] et 50-60 µm [SAN.99], en fonction de la vitesse de soudage.

L'alliage de magnésium AM60, employé surtout dans l'industrie automobile, est généralement utilisé à l'état brut de fonderie. L'étude de soudabilité de cet alliage s'avère intéressante. En effet les procédés de soudage peuvent remédier à certains inconvénients

des modes d'assemblages mécaniques (rivets, vis, boulons et écrous) des pièces de forme complexe obtenues par fonderie. Mais, bien que les publications sur le soudage par faisceau laser des alliages de magnésium soient abondantes, ces dernières années, peu de travaux ont traité la soudabilité, en particulier par faisceau laser, de l'alliage de fonderie AM60 [WEI.97, WEI.98, PAS.00, ZHA.01, DAS.04]. Dans ce qui suit nous allons présenter les principaux résultats de ces travaux.

En utilisant un faisceau laser CO₂ en mode continu avec un débit d'hélium de 12 l/min, Weisheit & al [WEI.97, WEI.98] ont soudé des tôles de 2,5 mm d'épaisseur en alliage de fonderie AM60 avec une puissance de 1000 W et une vitesse de 1,5 m/min. Le point focal du faisceau laser a été placé en surface. La soudure obtenue ne présentait pas de défaut en surface ni de fissures mais par contre un taux important de porosité a été détecté dans la zone de fusion. Un peu plus tard, une étude paramétrique, réalisée par Dasgupta & al [DAS.04], a permis de définir les conditions optimales pour assembler, par un laser CO₂ de 6kW de puissance, des tôles en AM60 de 2 mm d'épaisseur. En utilisant l'hélium comme gaz de protection, les auteurs ont remarqué que la position du point de focalisation par rapport à la surface des tôles a une influence sur le taux de porosité. Ce dernier est minimal quand le point focal est au tiers de l'épaisseur à l'intérieur de la matière. Pour cette position, les paramètres optimaux de soudage laser ont été fixés à une puissance de 1700 W et une vitesse de 1,9 m/min. Zhao & al [PAS.00, ZHA.01] ont réalisé une étude paramétrique du soudage des alliages de magnésium en utilisant une source laser Nd-YAG. Dans leurs travaux, des tôles de 2 mm et 6 mm d'épaisseur, en AM60 brut de fonderie, ont été utilisées pour déterminer les paramètres de soudage et étudier l'influence de la position du point focal sur le taux de la porosité dans la zone fondue (figure 1.23).

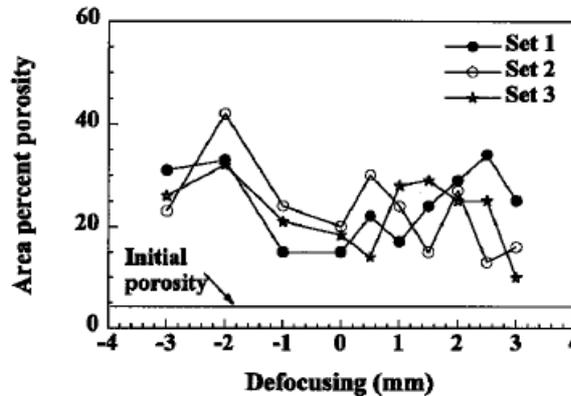


Figure 1.23: Influence de la position du point focal sur la formation de porosité dans la zone fondue : soudage par faisceau laser Nd-YAG ($e = 6$ mm, $P = 1.5$ kW, $V = 106$ mm/s, gaz de protection hélium 5.7 m³/h) [ZHA.01].

Enfin, nous tenons à signaler qu'aucune étude n'a été publiée, jusqu'à présent et à notre connaissance, sur le soudage par faisceau laser des pièces en AM60 de 3 mm d'épaisseur. Pour cette raison nous nous sommes fixé le premier objectif de l'étude expérimentale de ce travail de thèse qui consiste à réaliser une étude paramétrique permettant de choisir les paramètres technologiques de l'assemblage, par faisceau laser CO₂, de plaques de l'alliage de fonderie AM60 de 3 mm d'épaisseur.

4. Simulation numérique du soudage

Les études de simulation numérique du soudage ont pour objectifs aussi bien l'évaluation de la tenue mécanique des pièces soudées que l'étude de la faisabilité du procédé. L'étude de la tenue mécanique d'un joint soudé consiste à prédire les contraintes résiduelles générées et à connaître la microstructure après le soudage. Quant à la faisabilité d'un procédé de soudage, elle se juge en terme de distorsions résiduelles afin d'identifier les défauts d'alignement des structures ou d'optimiser les paramètres de soudage [BER.04]. Dans le cadre de notre travail, nous nous plaçons dans l'optique d'étudier la tenue mécanique, en termes de contraintes résiduelles, des pièces soudées par faisceau laser. La prédiction de ces contraintes est importante pour l'étude de la tenue en fatigue des pièces mécaniques en service.

Dans cette partie, nous allons présenter une récapitulation des démarches classiques utilisées pour la simulation des comportements thermique et mécanique au cours du soudage en se référant aux travaux de simulations numériques du soudage laser, principalement des aciers et des alliages d'aluminium. Bien que les travaux sur la simulation numérique des procédés de soudage soient très abondants, les publications sur l'étude numérique du soudage des alliages de magnésium sont peu nombreuses [DRA.97, DRA.98a, DRA.98b, LIA.07, ABD.08].

4.1. Phénomènes physiques au cours du soudage

Après refroidissement et retour à la température ambiante, des modifications de la microstructure et des contraintes et déformations résiduelles sont induites dans les pièces soudées. Ces contraintes et distorsions ont pour origine l'hétérogénéité des déformations plastiques entre la partie chauffée des pièces à assembler et les parties qui restent à la température ambiante. Les déformations sont dues principalement à l'existence d'un gradient de température au sein des pièces et aux éventuelles transformations de phases qui se produisent au cours du soudage. Pour prédire ces contraintes numériquement, une attention importante doit être accordée à la modélisation des phénomènes physiques. Ces dernières interviennent de manière couplée et peuvent être d'origine thermique (apport de chaleur, conduction, convection, rayonnement), métallurgique (transformations métallurgiques, proportion des phases) et mécanique (déformations et contraintes). Le couplage entre ces trois phénomènes est schématisé par la figure 1.24.

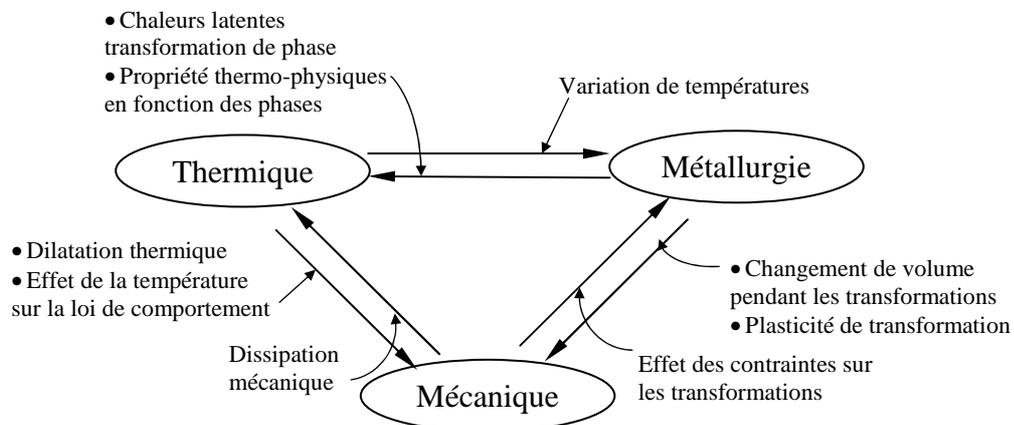


Figure 1.24: Interdépendance entre les aspects thermique, métallurgique et mécanique au cours du soudage.

Dans le cas du soudage des alliages de magnésium, l'absence de transformation structurale en phase solide permet de modéliser le soudage en utilisant une formulation thermomécanique. Le seul phénomène métallurgique qui intervient au cours du soudage de ces alliages est la fusion du métal qui se manifeste thermiquement par une chaleur de latente de changement d'états physiques (solide-liquide), et une variation des propriétés thermophysiques en fonction de la température. Du point de vue mécanique, les déformations thermiques et la variation des caractéristiques mécaniques en fonction de la température sont les seules conséquences de l'évolution de la température.

Dans le cas d'une formulation purement thermomécanique, la simulation numérique du procédé de soudage est généralement menée en deux étapes successives [LIN.01a]. La première consiste à résoudre le problème thermique en déterminant l'histoire thermique des pièces au cours du soudage, alors que l'analyse du comportement mécanique est réalisée dans un second temps et considère comme données d'entrée les distributions de température obtenues par la simulation du comportement thermique.

4.2. Modélisation du comportement thermique

La détermination exacte de l'évolution spatio-temporelle de la température dans les pièces au cours du soudage nécessite la modélisation des différents transferts de chaleur dans la partie solide, des mouvements convectifs dans le bain de fusion et des phénomènes physiques très complexes dans le keyhole dans le cas du soudage par faisceau de haute énergie. Bien que les travaux sur la simulation du comportement thermique au cours du soudage laser soient nombreux, généralement les modèles proposés ne traitent pas le problème en prenant en compte, simultanément, les différents effets des phénomènes physiques [MAC.05]. Certains auteurs [KI.02a, KI.02b, SEM.99] ont développé des modèles qui permettent de prédire, localement, l'évolution de la forme du keyhole et du bain de fusion au cours de l'interaction laser-matière en fonction des paramètres du procédé. D'autres [FRE.99, TSI.03, MOR.08] ont proposé des modèles de simulation numérique du comportement thermique global. Ces modèles se basent sur un certain nombre d'hypothèses simplificatrices et permettent de déterminer les évolutions de la température dans les pièces soudées en utilisant des codes de calcul industriel comme SYSWELD [TSI.03, GRI.01], ABAQUS [SPI.07], ANSYS [CAS.08, OSS.04]. Généralement, les logiciels de simulation ne permettent pas de modéliser d'une manière couplée tous les phénomènes physiques dans le bain de fusion et le keyhole. L'apport énergétique est alors modélisé par une source de chaleur de forme adéquate en prenant en compte l'évolution des propriétés thermophysiques en fonction de la température.

4.2.1. Mise en équation

L'évolution de la température, en fonction du temps, dans un domaine de volume Ω (figure 1.25) est régie par l'équation de la chaleur (équation 1.5), qui traduit le bilan énergétique dans les pièces à souder. La détermination du champ de température T dépendra de la masse volumique ρ , la chaleur spécifique C , la conductivité thermique λ et éventuellement d'une source de chaleur interne Q , qui sera prise en compte dans certain type de procédé de soudage suivant la nature de l'apport de chaleur.

$$\rho C \frac{dT}{dt} - \text{div}(\lambda \text{grad}T) - Q = 0 \quad \text{sur } \Omega \quad (1.5)$$

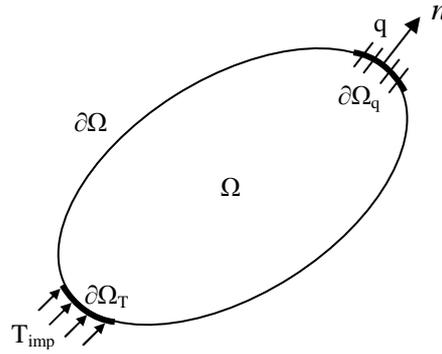


Figure 1.25: Représentation schématique du transfert de chaleur.

La résolution de l'équation de la chaleur nécessite la définition d'une condition initiale qui est la température de la pièce au début du traitement T_i (équation 1.6) et des conditions aux limites sur la frontière de $\partial\Omega$ (équations 1.7). Ces dernières dépendent du procédé de soudage étudié. Elles peuvent être de type température imposée T_{imp} connue sur la partie $\partial\Omega_T$ de la frontière $\partial\Omega$; ou bien densité surfacique de flux de chaleur q dépendant de la température et du temps et qui représente, sur une partie de la frontière $\partial\Omega_q$, les phénomènes de convection, de rayonnement ou de flux surfacique imposés.

$$T(0) = T_i \quad (1.6)$$

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

$$\lambda \text{ grad} T \cdot n = q(T, t) \quad \text{sur } \partial\Omega_q \quad \partial\Omega = \partial\Omega_T \cup \partial\Omega_q \quad (1.7)$$

4.2.2. Modélisation de la source de chaleur

Dans le cas de la plupart des procédés de soudage, la source de chaleur est mobile. Deux types de déplacement de cette source sont généralement considérés suivant la géométrie des pièces à assembler :

- la translation rectiligne à une vitesse constante suivant un axe en coordonnées cartésiennes. Les travaux proposés présentent des études numériques du soudage par faisceau laser des tôles dans le cas d'assemblage bord à bord [OSS.04, TSI.03] ou par recouvrement [MOR.08]. La figure 1.26a présente les résultats de l'analyse numérique du comportement thermique au cours du soudage laser bout à bout d'une tôle en aciers.
- le déplacement circulaire à une vitesse angulaire constante dans le cas du soudage des pièces cylindriques. L'exemple de la figure 1.26b donne la distribution de la température au cours du soudage par faisceau laser d'un tube en silice [GOB.06].

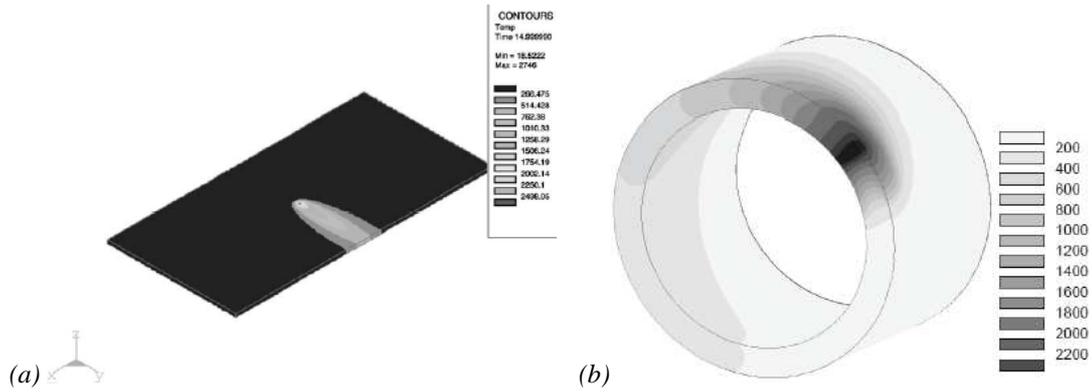


Figure 1.26: Distribution de la température durant le soudage par faisceau laser : (a) de tôles assemblées bout à bout [TSI.03], (b) d'un tube [GOB.06].

Dans les deux cas, la modélisation de la source de chaleur est une étape importante de la simulation du soudage. Plusieurs approches ont été adoptées pour représenter numériquement la source d'énergie au cours de ce procédé [DEP.03] [BER.04]. Dans ce qui suit, nous allons présenter quelques exemples de modèles développés pour l'étude numérique en trois dimensions. Il faut signaler que l'apport de chaleur dépend fortement du procédé de soudage considéré et du fait de la présence ou non d'un métal d'apport. Suivant les phénomènes physiques qui sont mis en jeu au cours du procédé, la source d'énergie, dont l'expression analytique est donnée en fonction de la puissance nette absorbée q_0 , peut être représentée, dans le repère lié à la pièce, par :

- Une **condition aux limites externe** sous forme d'une densité surfacique de flux de chaleur $q(x, y)$ qui représente l'apport énergétique d'un plasma. Ce modèle de source est surtout utilisé pour l'étude numérique du soudage par conduction. La répartition de l'énergie est généralement gaussienne (figure 1.27b).

$$q(x, y) = \frac{P_a}{A} f(x, y) = q_0 f(x, y) \quad (1.8)$$

Avec : $q(x, y)$ la densité de flux surfacique en W/m^2 , P_a la puissance absorbée, A constante équivalente à une surface en m^2 et $f(x, y)$ fonction de répartition surfacique de la source.

- Une **source volumique interne** de chaleur $Q(x, y, z)$ qui modélise la contribution énergétique du bain de fusion. Dans ce cas la puissance absorbée est répartie en volume et la densité de puissance est donnée par l'équation 1.9. Par exemple, pour la modélisation de la source de chaleur dans le cas d'un procédé de soudage avec métal d'apport, comme le soudage à l'arc, Goldak [GOL.84] a proposé une forme de deux demi-ellipsoïdes qui prend en compte le mouvement de la source et comme le montre la figure 1.27a :

$$Q(x, y, z) = \frac{P_a}{B} f(x, y, z) = q_0 f(x, y, z) \quad (1.9)$$

Avec : $Q(x, y, z)$ la densité de flux volumique en W/m^3 , P_a la puissance absorbée, B constante équivalente à un volume en m^3 et $f(x, y, z)$ fonction de répartition volumique de la source.

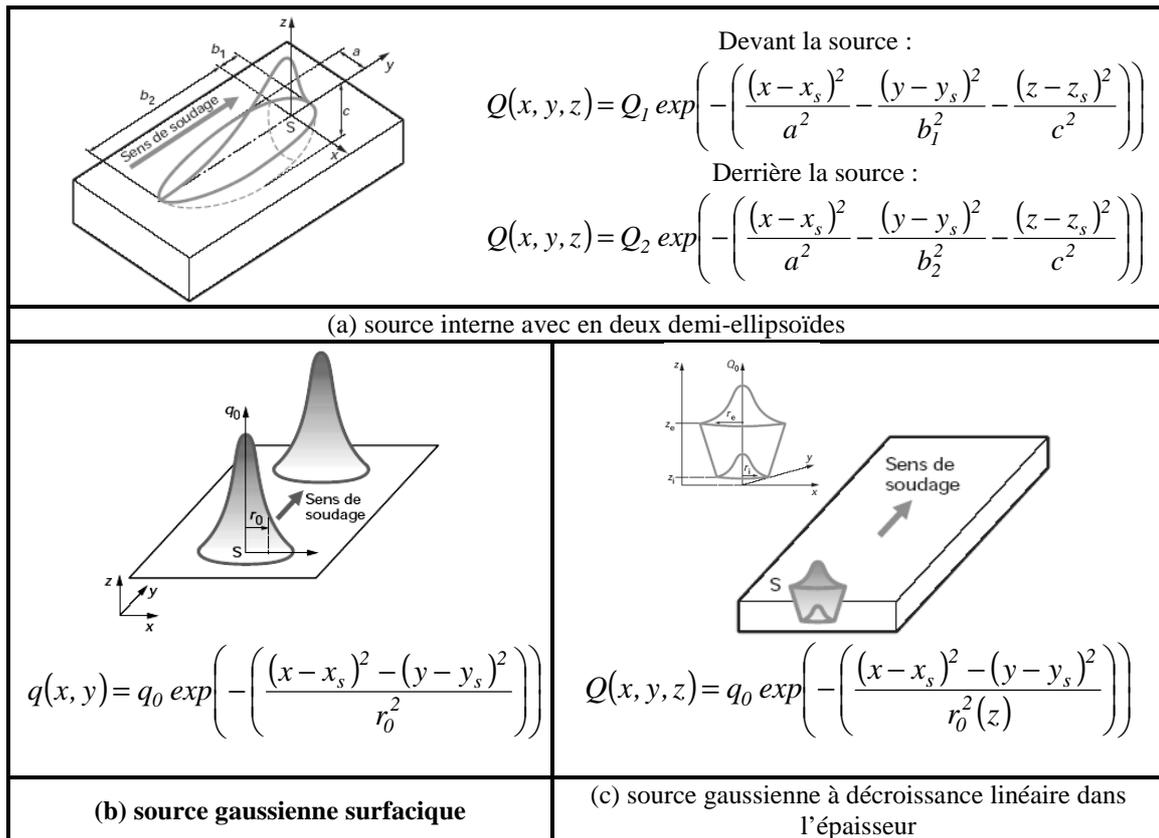


Figure 1.27: Modélisation de la source d'énergie.

- **Le couplage de sources volumique et surfacique** : ce cas peut être représentatif de l'apport énergétique dans le cas du soudage TIG puisque nous avons simultanément l'apport énergétique du bain de fusion en profondeur et celui du plasma de couverture en surface. Dans le cas du soudage par faisceau à haute énergie, l'énergie est déposée en profondeur dans la matière grâce à la création du keyhole. Une source volumique gaussienne à décroissance linéaire dans l'épaisseur est généralement utilisée (figure 1.27c).

Il faut cependant signaler que la modélisation de l'apport d'énergie, même à l'aide de formes de source prédéfinies, n'est jamais facile et nécessite souvent un calage sur des données expérimentales [BER.04, DEP.03].

4.3. Modélisation du comportement mécanique

La modélisation du comportement mécanique au cours du procédé de soudage vise à prédire l'état de déformation et de contraintes résiduelles, nécessaire pour l'étude du comportement en fatigue des pièces en service.

4.3.1. Mise en équation

L'étude numérique du comportement mécanique au cours du soudage repose sur la résolution des équations d'équilibre statique (équation 1.10), où σ représente le tenseur de contraintes et f_{volume} les forces volumiques.

$$div(\underline{\sigma}) + f_{volume} = 0 \quad (1.10)$$

La déformation totale, sous l'hypothèse de petites déformations, est la somme de déformations partielles (équation 1.11).

$$\underline{\varepsilon}^{totale} = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^{ther} + \underline{\varepsilon}^{pt} + \underline{\varepsilon}^p \text{ ou } \underline{\varepsilon}^{vp} \quad (1.11)$$

Pour un incrément de temps Δt , correspondant à une variation de température ΔT , les taux de déformations totales sont calculés à partir des déplacements incrémentaux déterminés par une analyse non linéaire par éléments finis. Ce qui permet de calculer le taux de déformation élastique $d\varepsilon_{ij}^e$ dont l'expression est donnée par l'équation 1.12. Les contraintes sont ensuite liées à la déformation élastique par la loi de Hooke présentée par l'équation 1.13 :

$$d\varepsilon_{ij}^e = d\varepsilon_{ij}^{totale} - (d\varepsilon_{ij}^{ther} + d\varepsilon_{ij}^{pt} + d\varepsilon_{ij}^p \text{ ou } d\varepsilon_{ij}^{vp}) \quad (1.12)$$

$$d\varepsilon_{ij}^e = d\left(\frac{1+\nu}{E}\sigma_{ij} - \frac{\nu}{E}\sigma_{kk}\delta_{ij}\right) \quad (1.13)$$

- E et ν sont respectivement le module d'Young et le coefficient de poisson.
- $d\varepsilon_{ij}^{th}$: Incrément de déformation thermique qui, en l'absence de transformation de phase, dépend du coefficient de dilatation thermique α_T et d'une température de référence T_{ref} .

$$d\varepsilon_{ij}^{th} = d(\alpha_T(T - T_{ref})\delta_{ij}) \quad (1.14)$$

- $d\varepsilon_{ij}^{pt}$: incrément de déformation due à la plasticité de transformation prise en compte dans le cas des matériaux présentant une transformation de phase à l'état solide.
- $d\varepsilon_{ij}^p$: Incrément de déformation plastique.
- $d\varepsilon_{ij}^{vp}$: Incrément de déformation viscoplastique.

En général, les déformations plastique et viscoplastique n'interviennent pas simultanément au cours de la résolution numérique des traitements thermiques. Un comportement purement viscoplastique est souvent considéré pour les hautes températures, et purement plastique pour les basses températures. Néanmoins, lors de la simulation numérique du soudage, les effets visqueux sont généralement négligés puisque la vitesse de refroidissement au soudage est importante et donc le temps passé à haute température est relativement court [LIN.01b]. En plus, dans le cas du soudage laser, le domaine géométrique gouverné par le comportement viscoplastique est généralement petit par rapport aux dimensions de la pièce. Quand les déformations viscoplastiques sont négligées, l'incrément de déformation plastique est calculé à partir de la théorie classique de plasticité avec différentes hypothèses d'écrouissage. Pour la simulation numérique du soudage le modèle le plus utilisé est celui considérant le critère de plasticité de von Mises et la loi d'écoulement associée.

Dans ce cas le domaine élastique est défini par :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma_{VM} - \sigma_e \leq 0 \quad (1.15)$$

Avec σ_{VM} est la contrainte équivalente de Von Mises définie par l'équation 1.16 et σ_e est la limite d'élasticité du matériau.

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2]} \quad (1.16)$$

Avec S est le tenseur déviateur des contraintes et $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ les contraintes principales.

Il y aura écoulement plastique quand $f(\sigma_{ij}) = 0$ et la loi d'écoulement s'écrit alors :

$$d\varepsilon_{ij}^p = \Delta\lambda \frac{\partial f(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}} = \Delta\lambda \frac{3}{2} \frac{S_{ij}}{\sigma_{VM}} \quad (1.17)$$

Cette dernière est accompagnée d'une loi d'écrouissage qui s'écrit sous la forme de $\sigma = g(\varepsilon^p)$ et qui dépend du type d'écrouissage (isotrope ou cinématique).

4.4. Méthodes de résolution

4.4.1. Les méthodes analytiques

Pour étudier le comportement thermique au cours du procédé de soudage, plusieurs auteurs ont essayé de résoudre analytiquement l'équation de la chaleur. Les premières solutions analytiques ont été publiées en 1941 par Rosenthal [ROS.41, ROS.46]. Dans ces travaux, celui-ci a présenté les solutions analytiques de l'équation de chaleur pour les cas particuliers de sources ponctuelle et linéaire. D'autres auteurs [NGU.99, STE.88] ont apporté plusieurs corrections aux formules établies par Rosenthal afin de prendre en considération l'influence des différents paramètres du procédé de soudage étudié. La résolution analytique du problème thermique considère un certain nombre d'hypothèses qui permettent de conserver la linéarité des modèles. Généralement, le matériau est supposé isotrope, les propriétés thermophysiques sont indépendantes de la température et les échanges avec l'extérieur sont considérés nuls. En plus, le problème est abordé en régime quasi permanent, relativement peu de travaux permettent de donner des solutions en régime transitoire [DEP.03]. Les modèles analytiques proposés pour l'étude du comportement thermique des pièces soudées sont parfaitement utilisés pour évaluer l'influence des paramètres de soudage sur le bain de fusion, sur la vitesse de chauffage et de refroidissement. Par contre, ces modèles ne permettent pas de représenter avec suffisamment de précision l'évolution du champ de température, en fonction du temps et de l'espace, notamment au voisinage de la zone fondue. Pour cette raison, le développement de méthodes numériques de résolution s'est avéré nécessaire.

4.4.2. La méthode des éléments finis

La méthode des éléments finis est bien adaptée pour la résolution numérique du problème thermique et mécanique au cours du soudage. La résolution du problème thermique par éléments finis permet, en comparaison avec l'analyse analytique, de prendre en considération les non linéarités dues à l'évolution des caractéristiques thermophysiques en fonction de la température et les échanges de chaleur avec le milieu extérieur. Elle permet aussi d'étudier le comportement mécanique par la prédiction des contraintes et déformations au cours du soudage et la détermination de l'état résiduel. Dans ce qui suit, nous allons présenter les approches utilisées pour l'étude numérique du soudage.

4.4.2.1 Analyse transitoire tridimensionnelle

L'analyse transitoire tridimensionnelle est la méthode la plus adéquate pour l'étude numérique des conséquences mécaniques et métallurgiques induites par les procédés de soudage. Elle permet de réaliser la simulation la plus réaliste puisque, en plus de la discrétisation spatiale correspondante au maillage, une discrétisation temporelle est considérée dans la résolution du problème thermique et mécanique. La résolution complète est réalisée en deux étapes. La première consiste à développer le modèle thermique qui permet de déterminer la distribution spatio-temporelle de la température dans les pièces soudées. La deuxième permet l'évaluation des déplacements, des déformations et les contraintes en fonction du temps en considérant comme chargement le résultat du modèle thermique. Généralement le même maillage est utilisé pour les deux modèles. Au cours du soudage, les gradients thermiques sont très importants au voisinage de la source de chaleur ce qui nécessite la construction d'un maillage fin à proximité et tout au long du joint soudé. Puisque cette source de chaleur est mobile, les maillages construits, pour l'analyse transitoire, sont très denses (Figure 1.28a). L'une des difficultés de cette méthode est de choisir un maillage qui soit suffisamment fin au voisinage de la source de chaleur mais qui ne nécessite pas une résolution coûteuse en termes de temps de calcul et de capacité informatique. Pour réduire la taille de problème et donc le temps de calcul, certains auteurs [LIN.97, QIN.02], utilisent la méthode du remaillage automatique. Cette méthode consiste à raffiner le maillage au voisinage de la source de chaleur en suivant son déplacement le long du joint de soudure et à grossir le maillage après le passage de la source (figure 1.28b). Pour adopter cette méthode, il est nécessaire d'assurer la compatibilité du maillage au niveau du raffinement et surtout de disposer d'algorithmes de transport des grandeurs physiques entre les deux maillages. Bien que cette méthode soit bien adaptée pour l'analyse du comportement thermique, elle présente quelques inconvénients du point de vue mécanique. En effet, lorsque le maillage est déplacé, l'état résiduel de contraintes est réduit sur le maillage grossier ce qui entraîne une certaine perte de données.

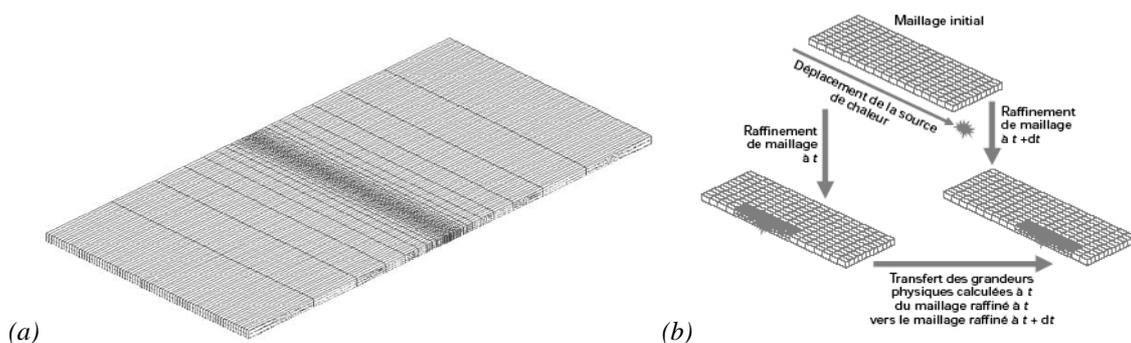


Figure 1.28: Maillage adopté pour l'analyse transitoire : (a) maillage affiné au niveau de la zone affectée par la source de chaleur [TSI.03]. (b) remailage automatique [BER.04].

4.4.2.2 Approche locale/globale

Les méthodes locale/globale, utilisées surtout pour la détermination des distorsions dues au soudage de structures complexes [MIC.97, LIN.97, SOU.02], permettent de contourner le problème des temps de calcul lourd et des importants espaces mémoires nécessaires pour l'analyse transitoire en 3D. Le principe de la méthode consiste à réaliser une simulation sur deux échelles en développant deux modèles :

- Un modèle 3D (ou 2D) local qui permet d'évaluer les déformations plastiques dans le joint soudé et à son voisinage en supposant que ces déformations ne dépendent que des conditions thermique et mécanique locales.
- Un modèle global pour lequel les déformations locales calculées précédemment sont injectées comme déformations initiales. Le maillage adopté est beaucoup moins fin que celui adopté dans le modèle local ; ce qui permet de réduire la taille du problème.

Cette approche est généralement utilisée dans le cas d'une démarche de conception visant à déterminer la séquence de soudage en présence de plusieurs joints et les conditions optimales de bridage. Cependant, une difficulté de cette méthode consiste en la définition des conditions aux limites pour le modèle local.

4.4.2.3 Analyse en régime quasi-stationnaire

Une des méthodes, adoptée par différents auteurs [BER.92, SHA.02] pour résoudre numériquement le problème de soudage, est l'analyse en régime stationnaire. Cette méthode consiste à formuler le problème dans un repère lié à la source de chaleur. Une telle approche, lorsqu'elle est possible, présente de nombreux avantages. D'une part, puisque la source de chaleur est fixe, le maillage ne doit donc être raffiné qu'au voisinage de cette dernière. D'autre part, aucune discrétisation temporelle n'est effectuée et la solution stationnaire est obtenue en un seul pas de temps. Ce qui permet de résoudre le problème avec un temps de calcul raisonnable relativement aux calculs en régime transitoire. La modélisation en régime quasi-stationnaire est fréquemment utilisée pour ajuster le modèle de la source de chaleur en calant les résultats numériques sur des résultats expérimentaux. Le modèle validé est ensuite réinjecté dans une simulation transitoire tridimensionnelle.

4.4.2.4 Analyse bidimensionnelle

Une autre méthode, qui a été adoptée surtout dans les premières études numériques du soudage [HIB.73], est l'analyse bidimensionnelle. Celle-ci est généralement réalisée sur une section transverse perpendiculaire au sens du soudage. Plusieurs travaux de simulations bidimensionnelles du soudage ont permis de dégager un certain nombre de conclusions pour la résolution du problème thermique surtout dans le cas du soudage multipasse [ROE.95, LIN.01b]. Néanmoins, elles posent quelques problèmes en ce qui concerne le calcul mécanique. En effet, ces simulations permettent de déterminer les contraintes transverses dans le plan modélisé mais surestiment la contrainte dans le sens du soudage notamment dans le cas des soudures longitudinales. En plus, elles ne permettent pas de représenter correctement les déformations dans le joint soudé [BER.04].

5. Utilité et exploitation de l'étude bibliographique

Malgré la complexité des phénomènes physiques mis en jeu et les difficultés de mise en œuvre du soudage par faisceau laser, les nombreux avantages que présente ce procédé innovateur et les caractéristiques intéressantes des alliages à base de magnésium rendent intéressante l'étude numérique de l'assemblage par la technologie laser de ces matériaux légers. Ce premier chapitre du rapport est une introduction générale sur les aspects expérimentaux et numériques du soudage par faisceau laser des alliages de magnésium. Elle a été rédigée dans l'optique de nous aider à fixer les objectifs à atteindre par le travail expérimental et numérique qui va suivre.

D'une part, la présentation des aspects expérimentaux du procédé de soudage par faisceau laser et l'état de l'art des travaux réalisés sur l'assemblage des alliages de magnésium, nous a permis de définir les différentes démarches expérimentales à suivre dans ce travail et qui consistent en :

- La détermination des paramètres du procédé permettant la réalisation du soudage de pièces en alliage de magnésium par un faisceau laser. Ce qui permet de définir les paramètres du procédé nécessaires au développement de l'étude numérique du soudage.
- L'investigation des conséquences thermiques, métallurgiques et mécaniques du procédé pour les cordons obtenus par les conditions choisies par l'étude paramétrique. Les résultats de ces études seront indispensables pour la validation des résultats du modèle numérique.

D'autre part, la description des différentes modélisations et méthodes de résolution utilisées pour l'étude numérique des procédés de soudage était indispensable pour cerner les différents points à prendre en considération pour pouvoir suivre numériquement l'histoire thermique et prédire par la suite l'état mécanique au cours du soudage laser. Ces points peuvent être résumés en :

- La modélisation de la source de chaleur : c'est le point clé de la simulation numérique du comportement thermique des pièces soudées par faisceau laser. Une bonne modélisation des transferts de chaleur au voisinage de l'interaction laser-matière est indispensable pour bâtir une simulation correcte du procédé.
- Le choix de la méthode de résolution : dans cette étude, nous envisageons de suivre l'évolution de la température, des contraintes et des déformations en fonction du temps pour pouvoir déterminer l'état mécanique résiduel des pièces assemblées. Pour cela, nous estimons qu'une analyse transitoire tridimensionnelle via un code de calcul par éléments finis est parfaitement adaptée au problème posé. Les capacités informatiques à notre disposition doivent nous permettre de réaliser un calcul numérique complet tout en ayant un temps de calcul acceptable.
- La prise en compte d'un couplage thermomécanique : contrairement aux aciers, l'absence de transformation microstructurale à l'état solide, au cours d'un traitement thermique des alliages de magnésium, permet d'établir une modélisation purement thermomécanique.

CHAPITRE II : Étude expérimentale du soudage laser des alliages de magnésium

Introduction

Dans ce deuxième chapitre, nous allons présenter le travail expérimental réalisé pour l'étude du soudage par faisceau laser d'un alliage de magnésium. Le matériau choisi est un alliage de fonderie appartenant à la série AM. Comme nous l'avons précisé dans le paragraphe 3 du chapitre bibliographique, peu d'études ont été réalisées jusqu'à maintenant sur le soudage par faisceau laser de cet alliage alors qu'il est de plus en plus utilisé dans l'industrie automobile. Nous estimons nécessaire la réalisation d'une étude paramétrique de soudage, d'une part pour intégrer les résultats de celle-ci comme données d'entrées dans le modèle de simulation à développer dans le cadre de l'étude numérique de ce procédé et d'autre part pour valider les résultats du calcul numérique.

La première partie de ce chapitre présente l'étude de soudabilité de l'alliage AM60 qui doit nous permettre de choisir les paramètres de soudage par faisceau laser CO₂ de l'alliage à l'état brut de fonderie : la puissance du faisceau, la vitesse de soudage, la position du point focale et le débit du gaz de protection seront choisis en fonction de la qualité des cordons obtenue.

Dans la deuxième partie, des analyses thermiques, métallurgiques et mécaniques sont réalisées sur la soudure obtenue par les paramètres du procédé choisis par l'analyse paramétrique de la première section. Des résultats de la mesure de la température au cours de l'assemblage des plaques de 3 mm d'épaisseur instrumentées par des thermocouples sont donnés sous forme d'évolution en fonction du temps. Une importante partie de l'étude expérimentale est consacrée à l'analyse des transformations métallurgiques et mécaniques induites par le soudage par faisceau laser de l'alliage étudié.

1. Protocole expérimental du soudage

1.1. Choix du matériau

L'alliage utilisé pour l'étude du soudage laser des alliages de magnésium est un ternaire magnésium-aluminium-manganèse de désignation AM60, selon la norme ASTM. Des plaques de cet alliage, dont la géométrie et les dimensions sont données par la figure 2.1, ont été fournies par la société Honsel. Elles ont été obtenues par coulée sous pression sous gaz neutre et n'ont pas subi de traitement thermique pour être dans l'état d'utilisation le plus souvent rencontré dans les applications automobiles. Le tableau 2.1 présente la composition chimique de l'alliage AM60 telle qu'elle est donnée par la norme AFNOR [AFN.82] et celle fournie par Honsel, déterminée par une analyse chimique par spectrométrie d'émission optique par étincelage.

Les plaques fournies ont été cisailées pour récupérer les parties de 3 mm d'épaisseur. Leurs bords ont été usinés par fraisage. Pour l'étude expérimentale réalisée dans le cadre de notre travail, nous avons à notre disposition des échantillons parallélépipédiques usinés de dimensions 300 x 46 x 3 mm³.

Elément	Al	Mn	Zn	Si	Cu	Ni	Fe
Norme AFNOR	5,5 à 6,5	0,1 à 0,4	≤ 0,2	≤ 0,2	≤ 0,2	≤ 0,03	le reste
HONSEL	6.2	0.48	0.12			Traces	

Tableau 2.1: Composition chimique de l'alliage AM60.

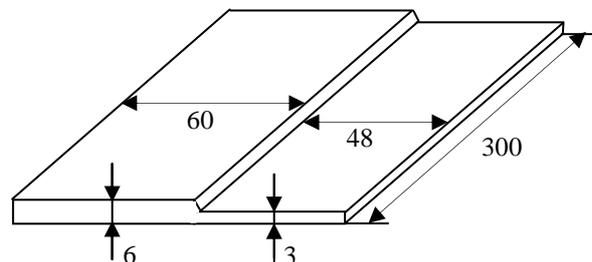


Figure 2.1: Géométrie des échantillons fournis par Honsel.

1.2. Présentation du dispositif du soudage laser

Les soudures ont été réalisées par une source laser CO₂ de marque ROFIN DC030 (figure 2.2) qui vient d'être installée au Arts et Métiers ParisTech d'Aix-en-Provence sous la responsabilité du laboratoire MécaSurf. Le faisceau produit par une source de technologie SLAB est émis en mode continu CW. Ses spécifications techniques, fournies par ROFIN, sont données dans le tableau 2.2. Le faisceau est dévié, de la source jusqu'à la tête laser, par des miroirs en cuivre, traités et refroidis. Il est focalisé par un miroir parabolique de distance focale de 150 mm. Pour la protection gazeuse du cordon de soudure, un débit d'hélium, que nous allons faire varier, est éjecté d'une buse en cuivre, coaxialement au faisceau laser.

Caractéristiques du laser	
Longueur d'onde	10,6 μm
Excitation	RF
Puissance	
Gamme	300 à 3000 W
Stabilité	$\pm 2 \%$ (continu)
Qualité du faisceau	
Diamètre du faisceau (selon DIN 2310)	25 mm (à 1 m de distance)
Facteur de qualité	$K > 0,9$
Structure de mode	TEM ₀₁
Stabilité de pointage	$< 0,15 \text{ mrad}$ (ISO 11145)
Polarisation	Linéaire à 45°
Consommation du gaz lasant	$< 0,2 \text{ NI/h}$ (Prémélangé par ROFIN)

Tableau 2.2: Caractéristiques techniques de la source laser

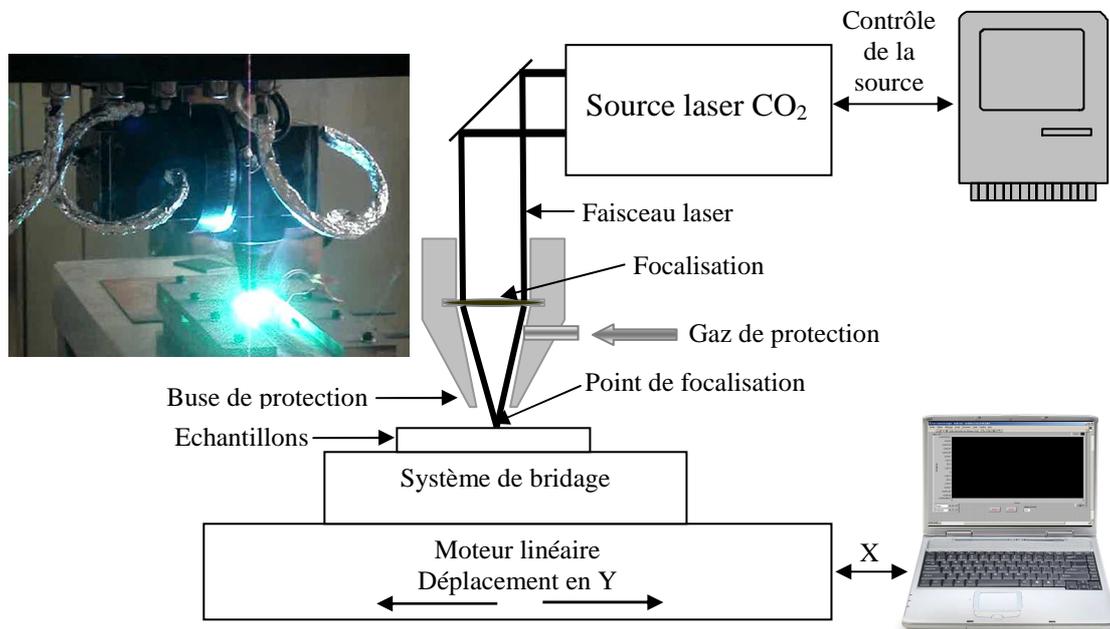


Figure 2.2: Le soudage par faisceau laser

Les échantillons à souder ont été bridés sur un système de fixation (figure 2.3) qui a été conçu pour la localisation grâce aux pièces 1 et 2 et le bridage, par les pièces 3 et 4 (figure 2.4), de tôles de 3 mm d'épaisseur. Des vis M6 (pièce 6) ont été utilisées pour assurer l'accostage des deux plaques à assembler au cours de l'interaction laser-matière.

La tête de soudage utilisé étant fixe, afin d'assurer le déplacement suivant l'axe x des échantillons au cours du soudage, le système de bridage a été monté sur un moteur linéaire ThrustTube TBX à vitesse variable (Annexe 1.1.). Un programme, réalisé par l'équipe de recherche LSIS au Arts et Métiers ParisTech d'Aix en Provence, a été développé sur LabVIEW (annexe 1.2) pour commander le déplacement du bloc moteur à une vitesse constante. Grâce à une interface utilisateur (annexe 1.3), nous avons pu faire varier la vitesse de déplacement des échantillons, et donc la vitesse de soudage, en vue de réaliser une étude paramétrique.

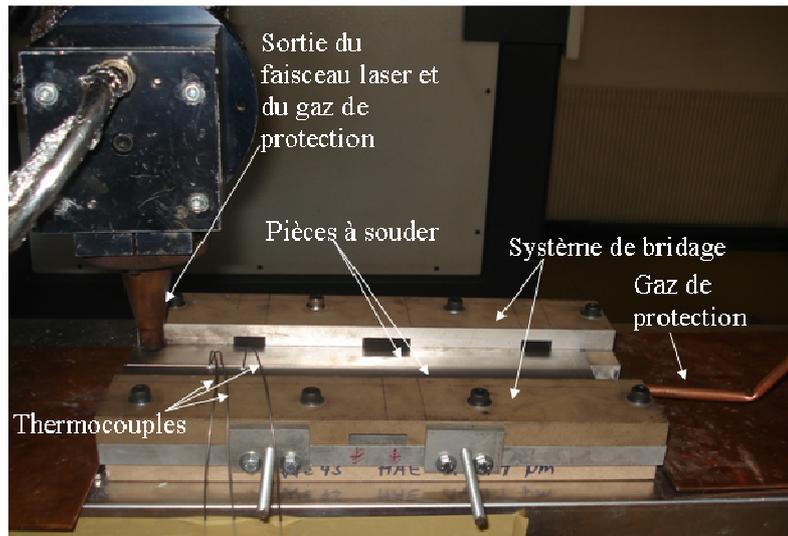


Figure 2.3: Système de bridage des échantillons.

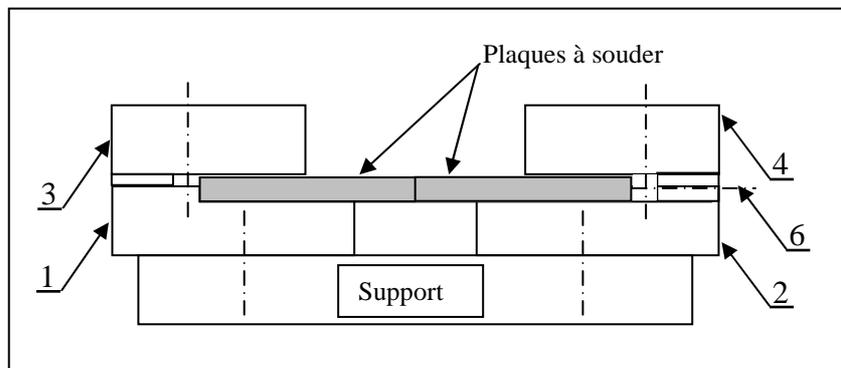


Figure 2.4: Coupe schématique du système de bridage.

L'un des paramètres déterminant du procédé de soudage par faisceau laser est la position du point focal. Pour cette raison, nous avons procédé à la recherche de celle-ci par rapport à la sortie de la buse de protection. Comme le montre la figure 2.5, un faisceau laser de faible puissance (50W) a été appliqué sur une pièce en plexiglas placée à 45° par rapport à l'horizontale, tangente à la buse et se déplaçant à faible vitesse. L'empreinte tracée par le faisceau laser sur le plexiglas permet de déterminer la position du point focal qui était, dans notre cas, à 15 mm de la sortie de la buse de protection.

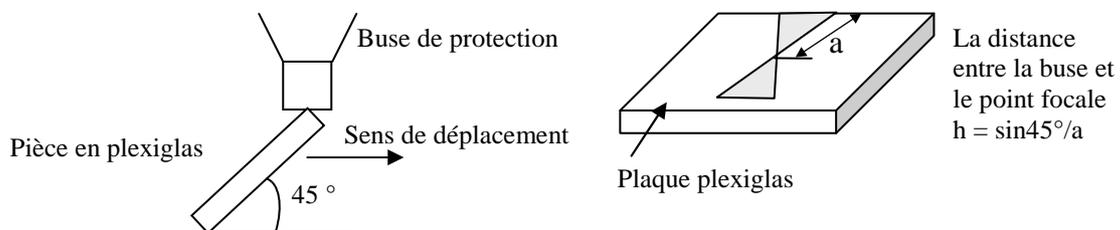


Figure 2.5: Détermination de la position du point focal.

2. Etude paramétrique du soudage laser de l'alliage de magnésium AM60

Dans le cadre de notre travail, deux types de soudures ont été effectuées. Une première campagne d'essai consiste à réaliser des cordons en pleine matière, en faisant varier les paramètres du procédé. Cette étude paramétrique vise à déterminer les paramètres optimaux pour l'assemblage par faisceau laser CO₂ de tôles en alliage de magnésium AM60 de 3mm d'épaisseur. Une deuxième série d'expériences a été ensuite réalisée pour l'assemblage, en configuration bord à bord, d'échantillons de dimensions semblables à celles utilisées dans l'étude numérique. L'objectif de cette deuxième phase est l'acquisition de la température, au cours du soudage, en plusieurs points des échantillons assemblés avec les paramètres choisis par l'étude paramétrique.

Une démarche générale a été suivie durant les expérimentations de soudage dont les étapes sont :

- Nettoyage de la surface des échantillons à l'acétone afin d'enlever les graisses qui peuvent contaminer la soudure ;
- Positionnement et bridage des échantillons ;
- Alignement, à l'aide d'un laser hélium-néon, du faisceau laser CO₂ avec la ligne de contact des deux pièces à assembler ;
- Programmation de la puissance du faisceau et de la vitesse de soudage ;
- Purge du gaz de protection après le réglage de son débit ;
- Démarrage simultané du déplacement de l'échantillon et de la source laser.

2.1. Plan d'optimisation

La recherche des paramètres optimaux de soudage par faisceau laser CO₂ de l'alliage de magnésium AM60 a été réalisée en faisant varier les paramètres : puissance du faisceau laser (P), vitesse de soudage (V), position du point focal (PF) et débit de gaz de protection (DG). Le tableau 2.3 donne les intervalles des valeurs des paramètres étudiés qui ont été fixés par rapport à d'autres études de soudabilité par faisceau laser CO₂ réalisées sur des alliages de magnésium [DAS.04, DHA.03...] et en prenant en considération les limites des capacités du dispositif expérimental.

En premier lieu nous avons cherché le couple puissance - vitesse qui a permis d'avoir un cordon de soudure sans défaut en surface et une pénétration complète du faisceau dans l'épaisseur à souder (soudure débouchante). En deuxième lieu et pour les paramètres requis, nous avons changé la position du point focal et le débit de gaz de protection pour déterminer l'influence de ces deux paramètres sur la qualité du cordon de soudure. La démarche suivie a permis de réaliser les essais de soudage présentés dans le tableau 2.4.

Paramètre	Intervalle d'étude
Puissance	1200 – 3000 W
Vitesse	3 – 6 m/min
Position du point focal	-2 – +2 mm par rapport à la surface des pièces
Débit du gaz	10 – 60 l/min

Tableau 2.3: Intervalle de variation des paramètres de soudage.

Essai	Puissance du laser		Vitesse du soudage		Position du point focal par rapport à la surface (mm)	Débit du gaz (l/min)
	% P _{max}	P (W)	m/min	mm/s		
A1	40	1200	3	50	-0,5	30
B1	45	1350	3	50	-0,5	30
B2	45	1350	3	50	-0,5	20
B3	50	1500	3	50	-0,5	30
C1	50	1500	4,2	70	-1	20
C2	50	1500	4,2	70	+2	20
D1	60	1800	3	50	-0,5	30
D2	60	1800	4,2	70	+1	20
D3	60	1800	4,2	70	+1	20
E1	70	2100	3	50	-0,5	30
E2	70	2100	3,6	60	-0,5	30
E3	70	2100	4,2	70	-0,5	30
E4	70	2100	4,2	70	+1	30
E5	70	2100	4,2	70	-1	30
E6	70	2100	4,2	70	-2	30
F1	85	2550	3,6	60	0	40
F2	85	2550	4,2	70	0	40
F3	85	2550	4,8	80	0	40
F4	85	2550	5,4	90	0	40
F5	85	2550	4,2	70	-1	40
F6	85	2550	4,2	70	0	40
F7	85	2550	4,2	70	+1	40
F8	85	2550	4,2	70	+2	40
G1	100	3000	3	50	0	40
G2	100	3000	3,6	60	0	40
G3	100	3000	4,2	70	0	40
G4	100	3000	4,8	80	0	40
G5	100	3000	5,4	90	0	40
G6	100	3000	6	100	0	40
G7	100	3000	4,2	70	-1	40
G8	100	3000	4,2	70	0	40
G9	100	3000	4,2	70	+1	40
G10	100	3000	4,2	70	+2	40
G11	100	3000	4,2	70	0	20
G12	100	3000	4,2	70	0	40
G13	100	3000	4,2	70	0	60

Tableau 2.4: Essais de soudage réalisé pour l'étude de la soudabilité par faisceau laser de l'alliage de magnésium AM60.

2.2. Méthodes de contrôles des soudures

L'évaluation de l'influence des différents paramètres sur la qualité des cordons de soudure, obtenus par le soudage laser CO₂ de l'alliage AM60, consiste à faire, par ordre d'importance :

- Un contrôle visuel à l'œil nu et par une loupe binoculaire au grossissement x 40 qui nous permet de détecter les soudures non débouchantes et les défauts en surface comme les fissures, l'absence des isothermes de refroidissement et le manque de fusion.
- Un contrôle métallographique qui consiste à réaliser des observations macrographiques dans le plan perpendiculaire au sens du soudage afin de détecter les porosités et les fissures axiales dans la zone fondue.
- Un contrôle dimensionnel qui consiste à mesurer les largeurs envers et endroit de la soudure ainsi que la largeur minimale de la zone fondue. Nous avons utilisé un microscope optique équipé d'un logiciel de capture d'image et de mesure « IMAGE & MESURE »

Pour chercher les paramètres technologiques du procédé permettant d'obtenir des cordons de soudure acceptables, les dimensions des cordons débouchants et ne présentant pas de fissure, vont être comparées à celles imposées par la norme française NFL06-395 [AFN.00]. Les critères géométriques donnés par cette norme et applicables aux soudures bord à bord sont donnés par le tableau 2.5. En appliquant ces critères pour le cas d'une tôle de 3 mm d'épaisseur, nous avons défini les critères géométriques (tableau 2.6) que nous allons adopter pour le choix des paramètres de soudage laser de l'alliage de magnésium AM60.

L	ℓ	R	r
Largeur endroit	Largeur envers	Surépaisseur endroit (μm)	surépaisseur envers (μm)
$L \leq e + 1$	$\ell \leq 1 + 0,5 e$	$R \leq 0,2 e + 0,1$	$r \leq 0,3 e + 0,1$

Tableau 2.5: Critères d'acceptation de la géométrie des cordons de soudure – Norme NF L06-395 [AFN.00].

L	ℓ	R	r
Largeur endroit (mm)	largeur envers (mm)	surépaisseur endroit (mm)	surépaisseur envers (mm)
$L \leq 4$	$\ell \leq 2,5$	$R \leq 0,7$	$r \leq 1$

Tableau 2.6: Critères d'acceptation de la géométrie des cordons de soudure pour des tôles d'épaisseur 3 mm.

2.3. Influence des paramètres technologiques - Domaine de soudabilité

En analysant macroscopiquement les cordons obtenus par les différents essais du tableau 2.4, nous avons remarqué que pour les puissances inférieures à 2550 W, qui est le cas des essais A1 jusqu'à E6, les soudures obtenues ne sont pas acceptables. A faible puissance, certains paramètres ne permettent pas d'obtenir une soudure débouchante comme par exemple le cas des essais A1 et D2 et d'autres présentent des fissures au centre

du joint soudé comme l'illustrent les macrographies des cordons de soudure en vue de dessus de la figure 2.6. En effet, pour l'intervalle de vitesse de soudage considéré par l'étude, à faible puissance, il y a création du keyhole au cours de l'interaction laser-matière mais il n'y a pas assez d'énergie pour le faire progresser en profondeur. En faisant déplacer les pièces à vitesse minimale (3m/min), c'est seulement à partir d'une puissance de 1500 W que nous avons pu obtenir un cordon débouchant. La qualité de celui-ci dépendra ensuite du couple de paramètres puissance-vitesse (P, V). Les essais réalisés pour des puissances supérieures à 1500 W ont permis de choisir le premier couple (P, V) permettant l'obtention d'un cordon de soudure débouchant sans fissuration. Les paramètres limites acceptables correspondent à l'essai F1 pour lequel nous avons utilisé une puissance de 2250 W et imposé une vitesse de 3,6 m/min.

Pour les fortes puissances soient 2250 et 3000 W, nous avons fait varier la vitesse de déplacement des pièces par rapport au faisceau laser. Le contrôle visuel des cordons en vue de dessus, présentés par les micrographies de la figure 2.7, a permis de vérifier la conformité des cordons par la présence des isothermes de refroidissement tout au long de la soudure et l'absence de tout défaut en surface. Le contrôle des dimensions de la zone fondue a permis de tracer les évolutions des largeurs endroit et envers des cordons en fonction des paramètres de soudage puissance – vitesse. En analysant la figure 2.8, nous pouvons remarquer que quelque soit la puissance utilisée, la vitesse de soudage a une influence sur la largeur des cordons obtenue. L'augmentation de la vitesse d'avance du faisceau laser diminue l'énergie linéique transmise au matériau au cours du soudage ce qui entraîne une diminution de la largeur des cordons.

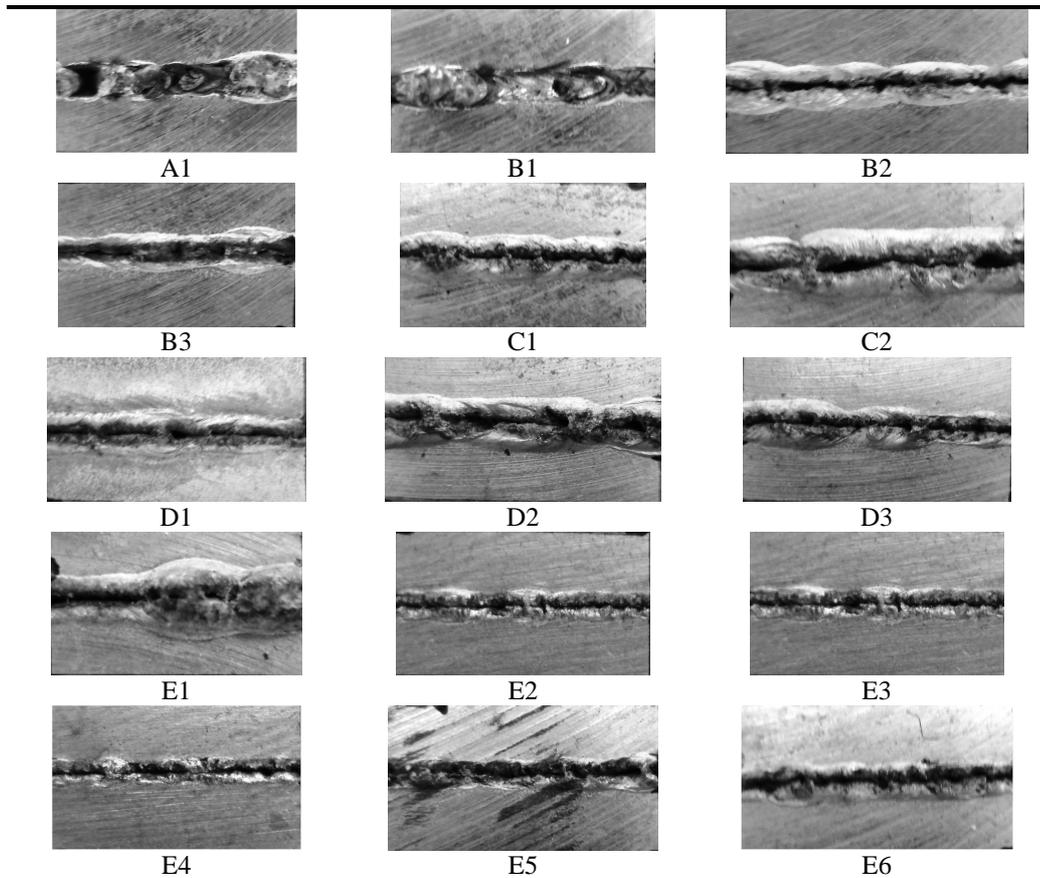


Figure 2.6: Macrographie des cordons de soudure en vue de dessus : influence du couple (puissance - vitesse) – faible puissance.

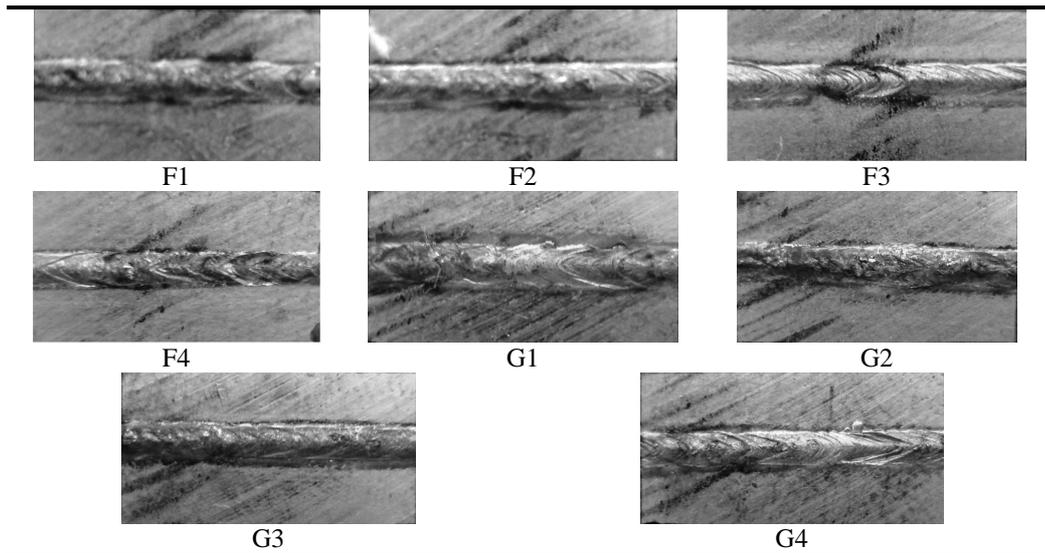
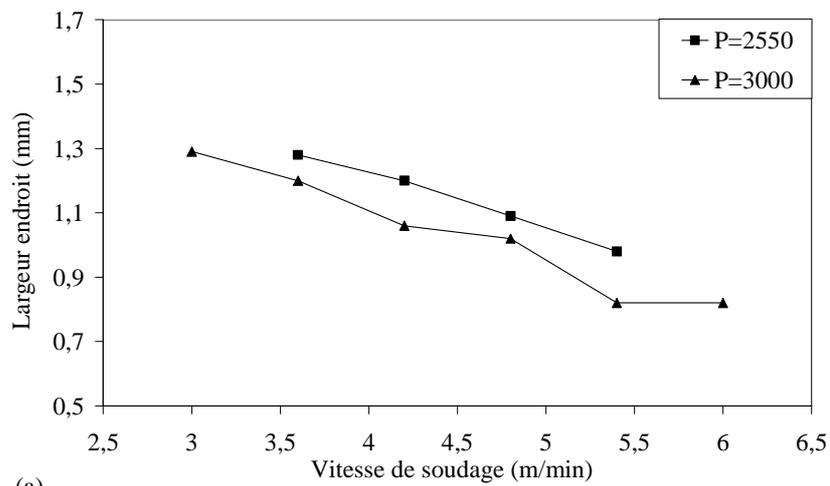
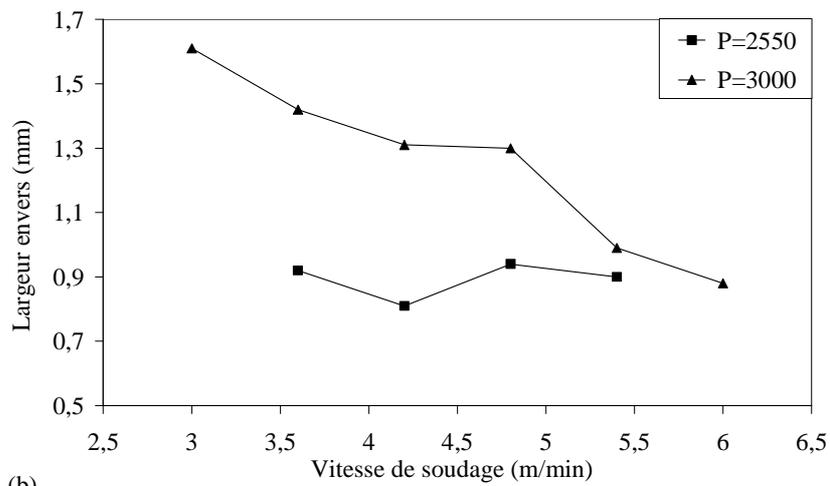


Figure 2.7: Macrographie des cordons de soudure en vue de dessus : influence du couple (puissance - vitesse) pour $DG = 40 \text{ l/min}$ et $PF = 0$.



(a)



(b)

Figure 2.8: Influence de la vitesse de soudage sur (a) la largeur endroit et (b) la largeur envers des cordons.

En conclusion, nous pouvons affirmer que la puissance du faisceau laser agit principalement sur la profondeur de pénétration et donc sur la formation et la progression du capillaire rempli de vapeur métallique. Par contre la variation de la vitesse de soudage influe surtout sur la largeur du cordon de soudure obtenu. Nous avons remarqué que, pour une pénétration complète de la soudure, la largeur du cordon ne varie pas considérablement en profondeur. Un léger élargissement de la zone fondue en surface est dû à l'apport énergétique supplémentaire du plasma créé par le gaz de protection. En effet, dans le cas de l'alliage de magnésium, les soudures par faisceau laser n'ont pas la forme « tête de clou » généralement obtenue dans les assemblages de forte épaisseur des aciers ou des alliages de titane [VAN.92, FER.05].

L'analyse des macrographies des coupes transversales des cordons de soudure et l'étude dimensionnelle de la zone fondue, nous a permis de définir la plage de paramètres puissance – vitesse conforme pour le soudage par faisceau laser CO₂ de l'alliage de magnésium AM60. Le graphique de la figure 2.9 montre le domaine de soudabilité des plaques de 3 mm d'épaisseur en fonction des deux principaux paramètres du soudage laser : la puissance incidente du faisceau en W et la vitesse de soudage en m/min.

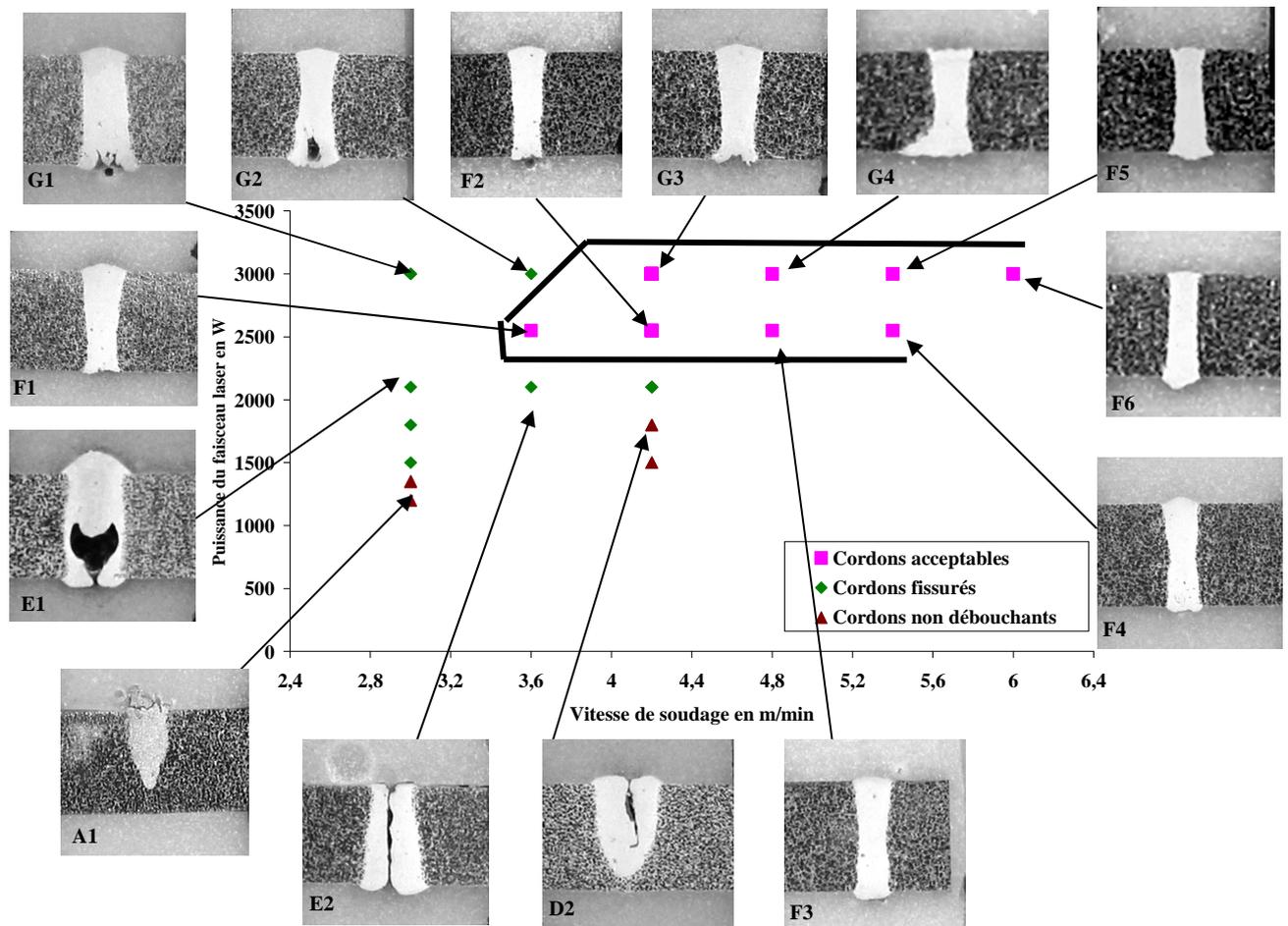


Figure 2.9: Faisabilité du soudage laser de l'alliage de magnésium AM60 en fonction de la puissance du faisceau laser et de la vitesse du déplacement des pièces.

Nous avons procédé ensuite à l'étude de l'influence des deux autres paramètres de soudage par faisceau laser, le débit du gaz de protection et la position du point focal, sur la qualité des soudures obtenues.

Des expériences, réalisées à puissance et vitesse constantes, ont montré que le débit de gaz de protection a un rôle important sur la qualité du cordon de soudure. Les essais G11, G12 et G13 ont été réalisés à puissance et vitesse de soudage constantes et égalent respectivement à 3000 W et 4,2 m/min. La position du point focal étant en surface des échantillons, nous avons fait varier le débit de l'hélium éjecté lors du soudage. Les cordons de soudure obtenus ont été analysés par les mêmes moyens de contrôle visuels et dimensionnels. La figure 2.10 présente les macrographies des cordons pour des débits de 20, 40 et 60 l/min. Nous avons remarqué qu'un faible débit de 20 l/min a donné un cordon avec une fissure axiale. En effet, une protection gazeuse insuffisante combinée à un apport d'énergie trop important engendre une mauvaise protection du bain de fusion et l'amorce de fissuration après refroidissement (essai G11). Par contre un débit important du gaz de protection permet de donner un cordon de bonne qualité et plus étroit (essai G13) mais peut probablement engendrer l'apparition de porosités. La comparaison des micrographies sans attaque chimique de la figure 2.11, réalisées sur les cordons des essais G12 et G13, montr l'existence de grosses porosités de forme circulaire dans la zone fondue pour l'essai à fort débit de d'hélium. Celles-ci sont dues principalement à :

- la croissance de microporosités de solidification, préexistantes dans le matériau de base élaboré par fonderie, à cause de la dilatation du gaz à haute température ;
- la formation de bulles de gaz dans la zone fondue due au phénomène de convection dans le bain de fusion qui piège des bulles du gaz de protection.

Pour la réalisation des expériences suivantes, nous avons retenu un débit d'hélium de 40 l/min pour le soudage par faisceau laser CO₂ de l'alliage de magnésium AM60. Nous estimons qu'un débit plus important sera inutile.

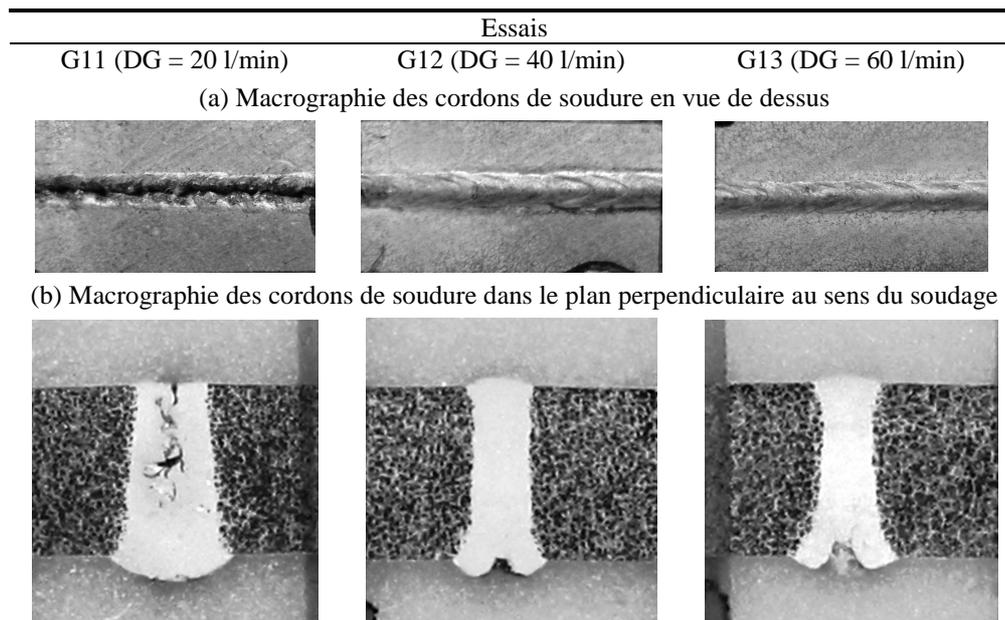
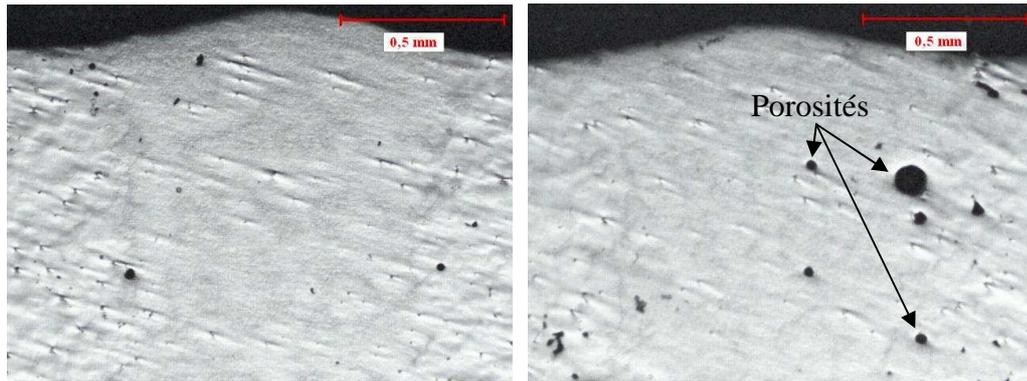


Figure 2.10: Influence du débit de gaz de protection : soudage à $P= 3000$ W - $V= 4,2$ m/min - $PF= +1$.



Essai G12 (DG = 40 l/mn)

Essai G13 (DG = 60 l/mn)

Figure 2.11: Influence du gaz de protection - Formation de porosité (Macrographie sans attaque).

L'influence de la position du point focal a été aussi étudiée dans le cas du soudage laser CO₂ de l'alliage AM60. Elle est illustrée par les essais réalisés à une puissance de 2550 W (F5 à F8) et 3000 W (G7 à G10). La vitesse et le débit de gaz étant fixés respectivement à 4,2 m/min et 40 l/min, nous avons fait varier la position du point focal pour des puissances incidentes de 2250 et 3000 W. Nous pouvons remarquer que le changement de la position du point focal n'a pas une grande influence sur la qualité du cordon en surface. Les photos des cordons de soudure en vue de dessus des différents essais des figures 2.12a et 2.13a montrent la présence des isothermes de refroidissement. Par contre les macrographies, réalisées dans le plan perpendiculaire au sens de soudage et présentées dans les figures 2.10b et 2.11b, montrent que la position du point focal au cours du soudage agit sur la forme et les dimensions du cordon de soudure dans l'épaisseur.

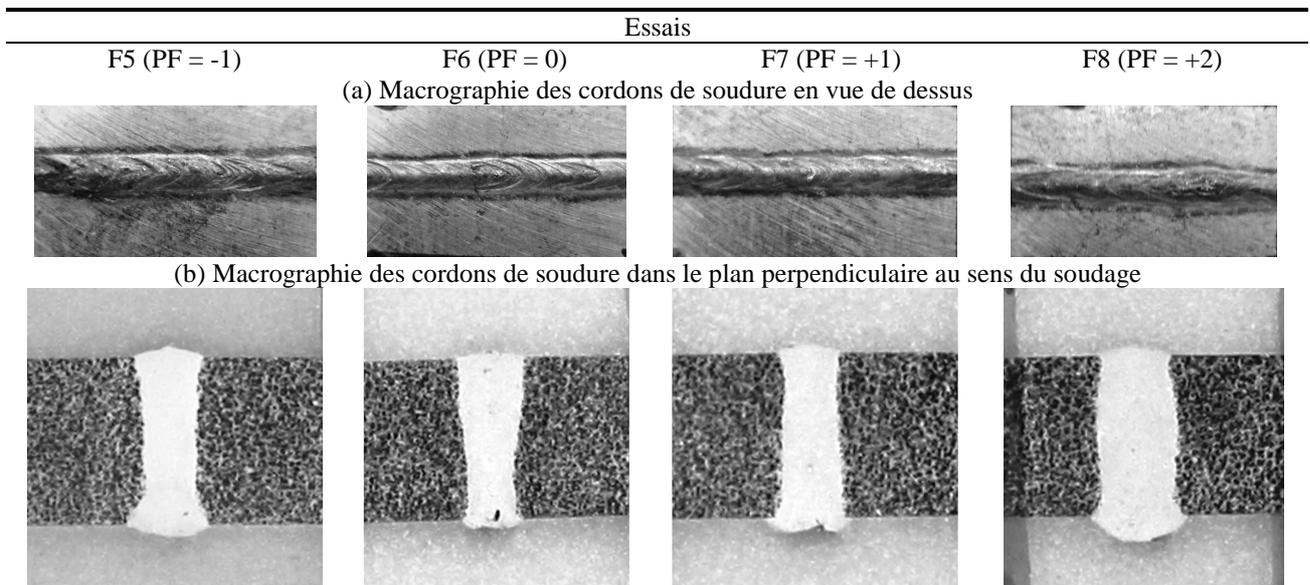


Figure 2.12: Influence de la position du point focal : soudage à = 2550 W - V= 4,2 m/min - DG= 40 l/min.

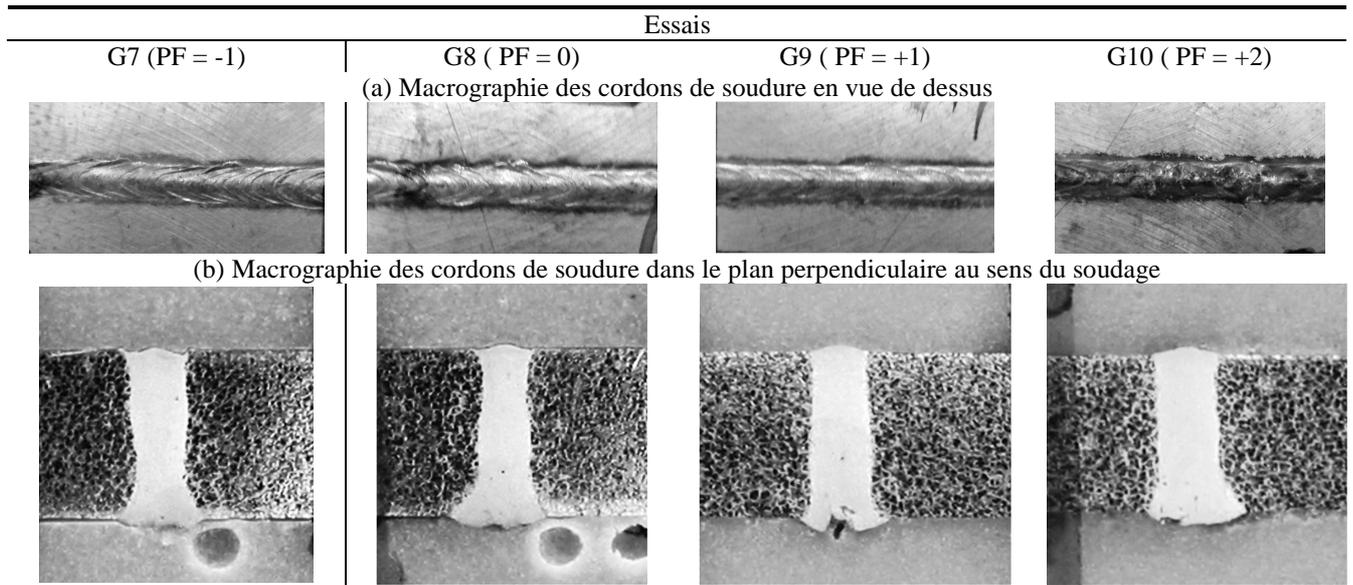


Figure 2.13: Influence de la position du point focal : soudage à $P=3000\text{ W}$ - $V= 4,2\text{ m/min}$ - $DG= 40\text{ l/min}$.

Un contrôle dimensionnel sur les coupes transversales des figures 2.10b et 2.11b a permis d'affirmer la conformité des cordons de soudure à la norme NF L06-395 et puis de tracer les évolutions des largeurs endroit et envers de la zone fondue, présentées par la figure 2.14. Nous avons remarqué que la défocalisation du faisceau laser (PF = +2), dans le cas des soudures débouchantes F8 et G10, engendre un léger élargissement du cordon de soudure et l'effondrement du bain de fusion. En effet, l'éloignement du point de focalisation de la surface de la pièce, augmente le diamètre de la tache focale et le volume du métal fondu. Par contre, pour un point focal situé en surface de la pièce ou à 1 mm à l'intérieur, la largeur de la zone fondue est presque la même. Comparé à d'autres études paramétriques de soudage par faisceau laser réalisées sur l'alliage AM60 [PAS.00, ZHA.01], nous avons remarqué que les cordons de soudure obtenus dans le cadre de notre étude expérimentale ne présentent pas d'important taux de porosité mais les mêmes positions du point de focalisation (PF = 0 et PF = -1) ont été retenue comme une des conditions acceptables de soudage. Concernant les plaques en alliage de magnésium AM60 de 3 mm d'épaisseur, nous avons choisi la position du point de focalisation à la surface de la pièce comme condition optimale de soudage par faisceau laser CO₂.

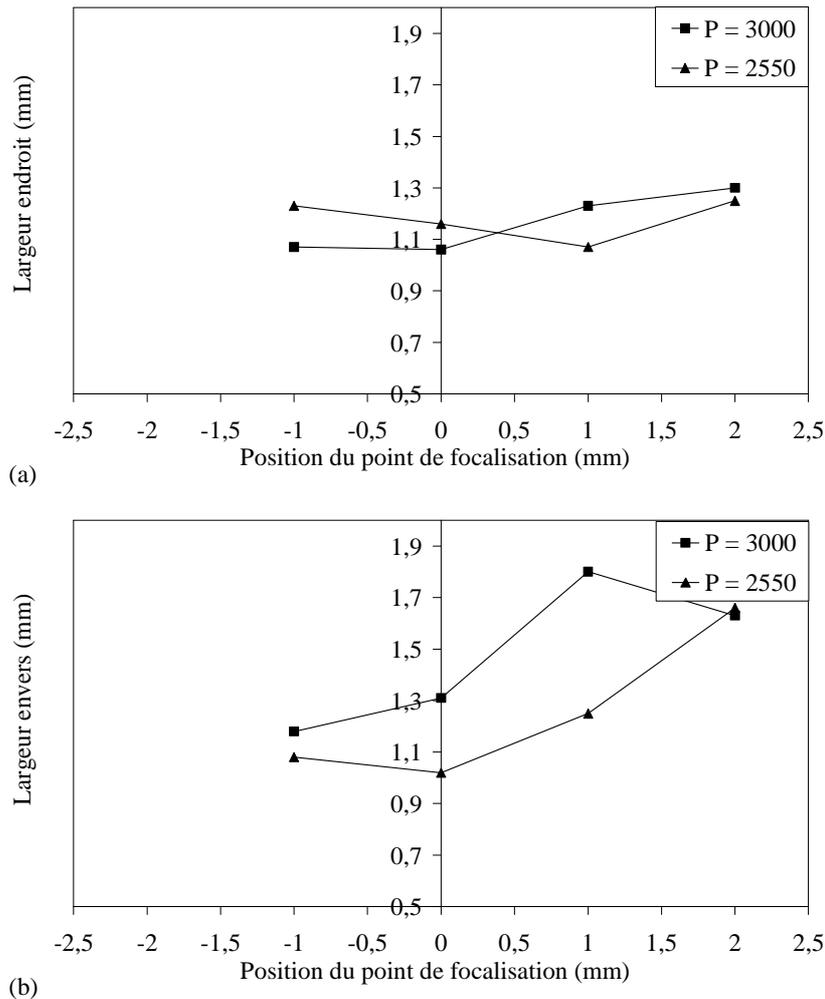


Figure 2.14: Influence de la position du point de focalisation, par rapport à la surface de la pièce, sur (a) la largeur endroit et (b) la largeur envers des cordons de soudure.

En conclusion, l'étude qualitative et quantitative des cordons réalisés nous a permis de choisir les conditions opératoires du soudage avec un faisceau laser CO₂ de plaques de l'alliage de magnésium AM60 de 3 mm d'épaisseur. Nous avons opté pour les paramètres suivants :

- Puissance du laser : 3 kW ;
- Répartition énergétique du faisceau : TEM₀₁ ;
- Vitesse de soudage : 4,2 m/min ;
- Débit de gaz de protection : hélium à 40 l/min ;
- Position du point de focalisation est à la surface de la pièce.

Les macrographies de la figure 2.15 présentent la soudure obtenue avec les conditions choisies. Nous tenons à signaler qu'une optimisation de la protection gazeuse endroit et envers a permis d'avoir les caractéristiques géométriques données dans le tableau 2.7. Ces paramètres seront utilisés comme données d'entrée dans le modèle de

simulation qui sera développé pour l'étude numérique du soudage laser de l'alliage de magnésium AM60.

Puissance W	Vitesse m/min	Position du point de focalisation	Protection Gazeuse	L mm	ℓ mm	R mm	r mm	Largeur minimale mm
3000	4,2	0	Hélium 40 l/min	1,16	0,94	0,18	0,12	0,75

Tableau 2.7: Les paramètres du procédé choisis et les caractéristiques géométriques du cordon de soudure correspondantes.

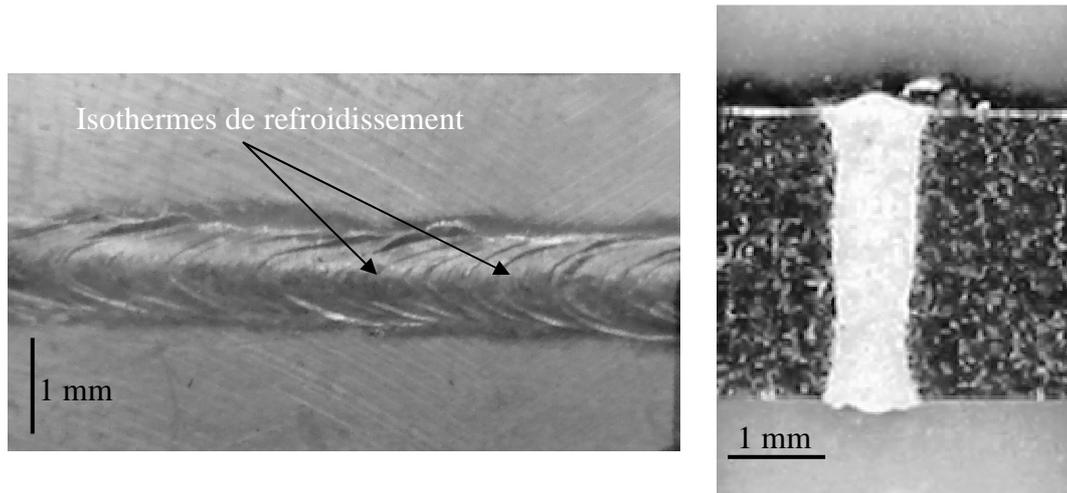


Figure 2.15: Macrographie du cordon de soudure des paramètres retenus pour l'étude expérimentale.

3. Mesure de la température au cours du soudage

3.1. Instrumentation

Afin de valider les résultats de l'étude numérique, que nous allons présenter dans le chapitre III, nous avons essayé de suivre expérimentalement l'évolution du champ de température dans les pièces au cours du soudage par faisceau laser. Des essais sur des échantillons instrumentés par des thermocouples ont permis de relever l'évolution de la température en fonction du temps en différents points des pièces soudées au cours de l'assemblage. Les expériences ont été menées dans les conditions de soudage choisies après l'étude paramétrique présentée dans le paragraphe précédent.

Un dispositif expérimental, présenté dans la figure 2.16, a été mise en place pour la mesure de la température par des thermocouples au cours du soudage laser des alliages de magnésium. Le matériel d'acquisition, fourni par National Instruments, est composé d'un contrôleur en temps réel NI cRIO-9012 associé à des modules de signal d'entrée analogique NI cRIO-9211, dont les caractéristiques sont données dans le tableau 2.8, tous les deux supportés par un châssis Compact RIO. Un programme a été également développé sur le logiciel LabVIEW afin de permettre l'enregistrement de la réponse des thermocouples, sa conversion en température et sa présentation sous forme d'évolution en fonction du temps. Dans la conversion du signal donné par les thermocouples, nous avons

pris en considération la température de la jonction froide et celle du châssis (diagramme de l'annexe 2.1.). En utilisant une seule voie par module, nous avons obtenu une cadence de mesure de 5 points par seconde.

Des thermocouples Chromel-Alumel (type K), qui résistent jusqu'à des températures de 1200°C, ont été implantés dans des trous de 1 mm de diamètre et 1 mm de profondeur. Les trous ont été usinés par une mini-perceuse qui a été fixée sur un support permettant le déplacement vertical du foret au cours du perçage. La profondeur des trous a été contrôlée par un comparateur de précision 0,1 mm. En plus, pour assurer l'isolation thermique des thermocouples au cours du soudage, nous avons utilisé une pâte thermique à la silicone que nous avons mise au fond des trous avant de fixer les thermocouples.

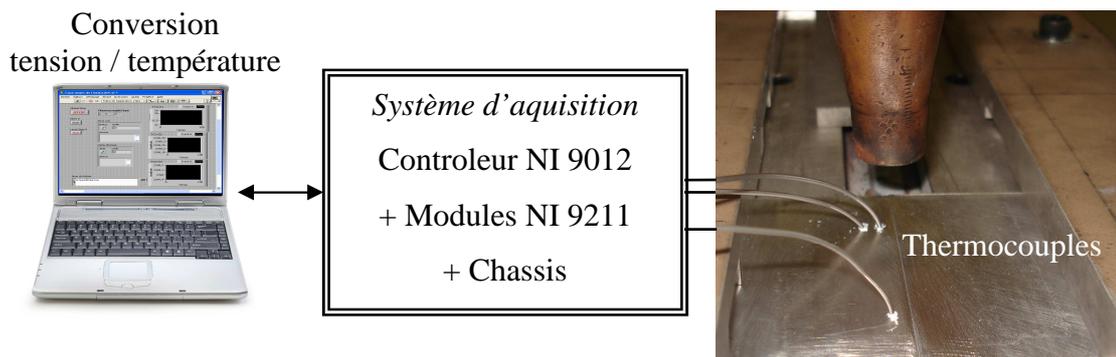


Figure 2.16: Chaîne d'acquisition de la température.

Contrôleur temps réel NI cRIO-9012	Châssis
	
	Module NI cRIO-9211
Type de Signal	Thermocouple
Nombre de voies	4
Résolution	24 bits
Cadence maximale (P/s)	15
Températures de fonctionnement	de -40 à 70 °C
Réjection du bruit	50/60 Hz
Gamme de tension	±80 mV

Tableau 2.8: Composantes du système d'acquisition de la température - National instrument.

Comme nous disposons de trois modules, nous avons programmé l'acquisition de trois thermocouples sur LabVIEW (annexe 2.1.) et nous avons réalisé trois essais d'assemblage bout à bout d'échantillons en alliage de magnésium AM60 de dimensions 60 x 40 x 3 mm. Le tableau 2.9 récapitule les conditions de soudage par faisceau laser qui sont

les mêmes pour les trois essais, ainsi que les coordonnées des points de mesure pour chaque essai.

Essai	Conditions de soudage			Point de focalisation mm	Coordonnées (x, y, z) des points de mesure		
	Puissance w	Vitesse m/min	Débit d'hélium l/min		T1	T2	T3
1					(3; 15; -1)	(3; 45; -1)	
2	3000	4,2	40	0	(2,5; 15; -1)	(6; 15; -1)	(6; 45; -1)
3					(2; 15; -1)	(5,5; 15; -1)	(2,5; 45; -1)

Tableau 2.9: Tableau des essais de soudage pour la mesure de la température.

3.2. Résultats et discussions

Les résultats de mesure des trois essais 1, 2 et 3 sont donnés respectivement dans les figures 2.17, 2.18 et 2.19. Pour chaque figure, les courbes représentent l'évolution de la température en fonction du temps aux différents points de mesure dont les positions sont données par la représentation schématique correspondante à l'essai. Par soucis de clarté des figures, nous avons présenté les résultats pour une durée de 10 s.

En analysant les résultats des différentes expériences, nous avons remarqué :

- qu'en comparant les évolutions de la température dans les points situés à la même distance par rapport au centre du cordon et à des positions longitudinales différentes, nous pouvons affirmer que la réponse des thermocouples est fidèle à la réalité du transfert thermique dans la pièce en termes de temps de réponse. En effet si nous analysons par exemple, les évolutions du premier essai (figure 2.17) qui représentent la température en deux points distants de 30 mm dans le sens de soudage, les deux points atteignent la température de 130°C au bout de respectivement 0,40 s et de 0,86 s soit un décalage de temps de 0,46 s. En calculant, à partir de la vitesse de soudage fixée à 4,2 m/min, nous avons un intervalle de temps de 0,43 s.
- qu'au début de l'essai 2, la température dans les points situés à 15 mm par rapport au bord de la pièce est de 35 °C. Cette température, légèrement supérieure à la température initiale de la pièce qui est de 30°C, est probablement affectée par un préchauffage local du bord de la pièce par le faisceau laser.
- que quelques incertitudes de mesure peuvent affecter nos résultats comme la position exacte du thermocouple, le problème de contact entre le thermocouple et la pièce bien qu'un grand soin ait été accordé à l'usinage des trous. Mais la confrontation des différentes évolutions de la température des trois essais nous a permis de valider les résultats expérimentaux obtenus.

La figure 2.20 présente une exploitation des résultats expérimentaux. Les courbes représentent l'évolution de la température pour cinq points de mesure ayant la même ordonnée ($y = 15$ mm) mais dont la distance par rapport au centre du cordon de soudure est différente. Ces résultats, donnés pour une durée de 100 s et 5 s, mettent en évidence plusieurs caractéristiques du comportement thermique des pièces soudées par faisceau laser CO₂ émis en mode continu. En analysant la figure 2.20a, nous avons remarqué que le retour à l'équilibre thermique, c'est à dire à une température d'environ 30°C, aux différents

points de mesure s'effectue au bout de 60 s seulement. En effet, la conductivité thermique élevée et la chaleur spécifique réduite des alliages de magnésium permettent un refroidissement rapide des pièces en plus de la vitesse d'exécution élevée du procédé. Nous pouvons remarquer aussi que les périodes de chauffage et de refroidissement sont nettement distinctes. La vitesse de chauffage est très importante par rapport à celle de refroidissement à cause de la forte densité de puissance introduire au cours de l'interaction laser-matière contre un refroidissement à l'air libre après l'assemblage. Sur la figure 2.20b, la comparaison des différentes mesure montre que plus le point de mesure est proche du cordon plus la température enregistrée est élevée. En plus les maxima des températures sont atteints après un temps d'autant plus important que le point de mesure est éloigné du cordon de soudure.

Les résultats des essais expérimentaux seront par la suite confrontés aux résultats de la simulation numérique, d'une part pour caler le modèle de source de chaleur et d'autre part pour valider les résultats de la simulation du comportement thermique au cours du soudage par faisceau laser.

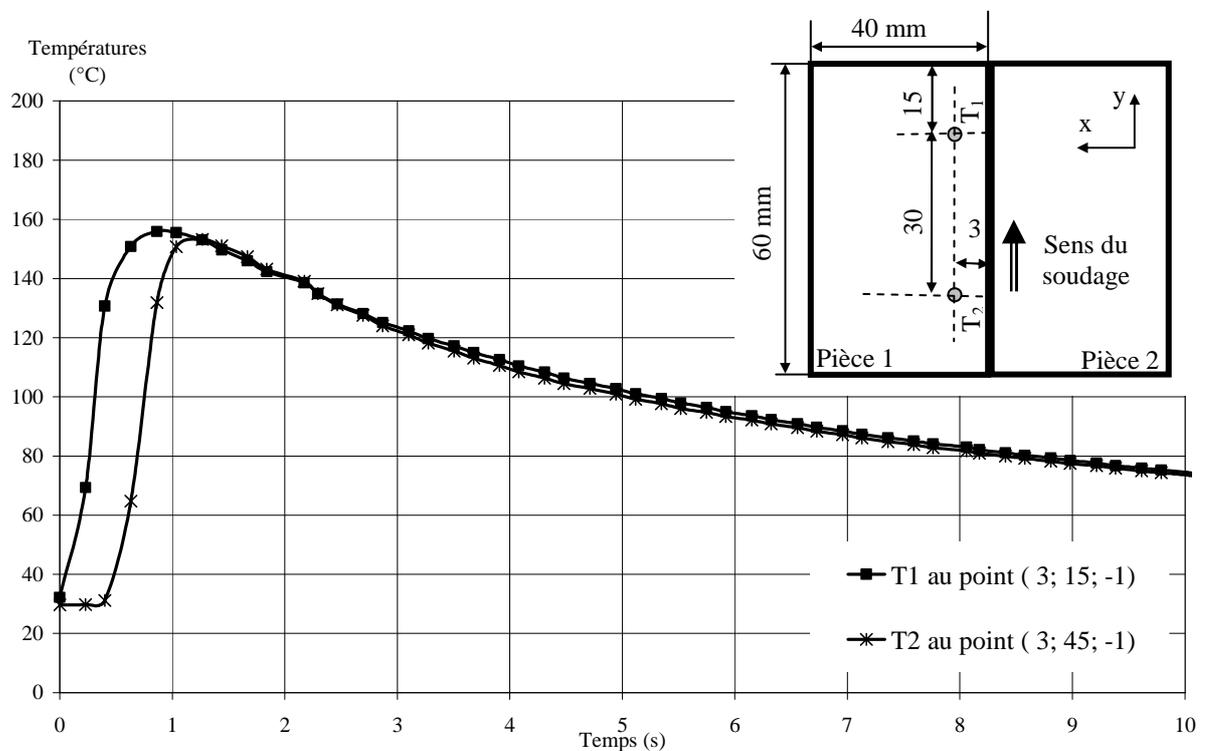


Figure 2.17: Evolutions de la température mesurée par les thermocouples : ESSAI 1.

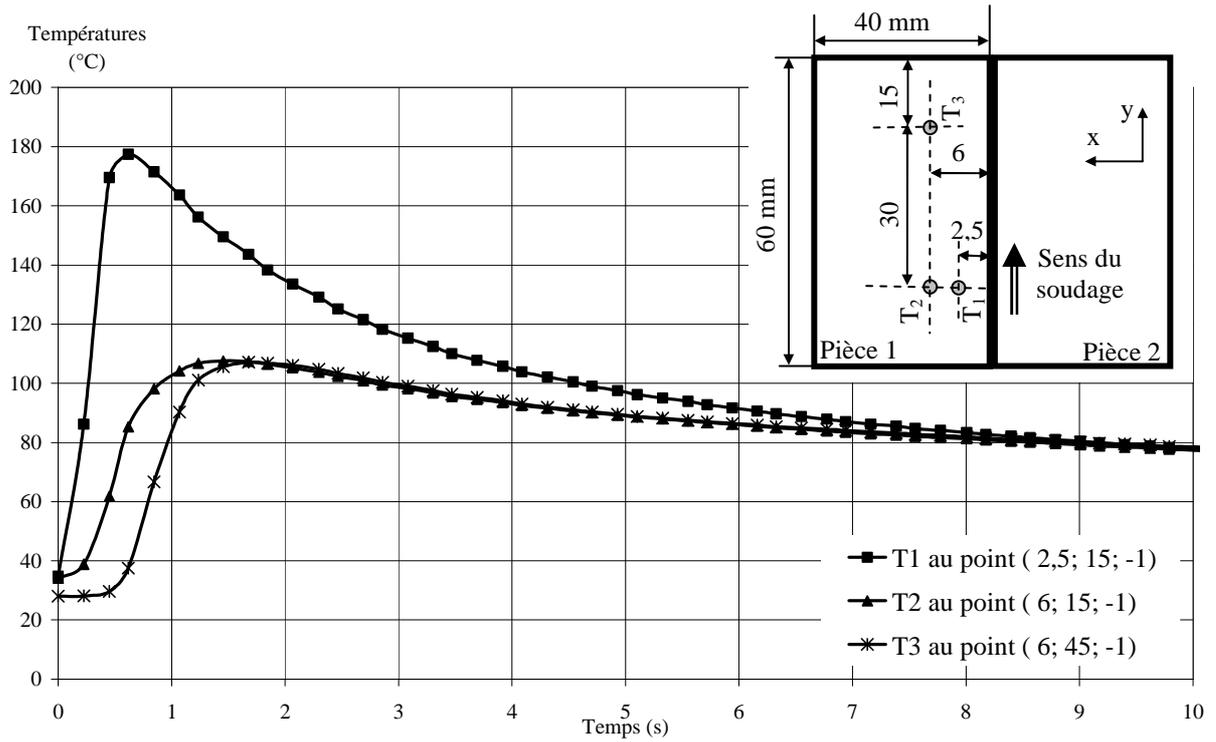


Figure 2.18: Evolutions de la température mesurée par les thermocouples : ESSAI 2.

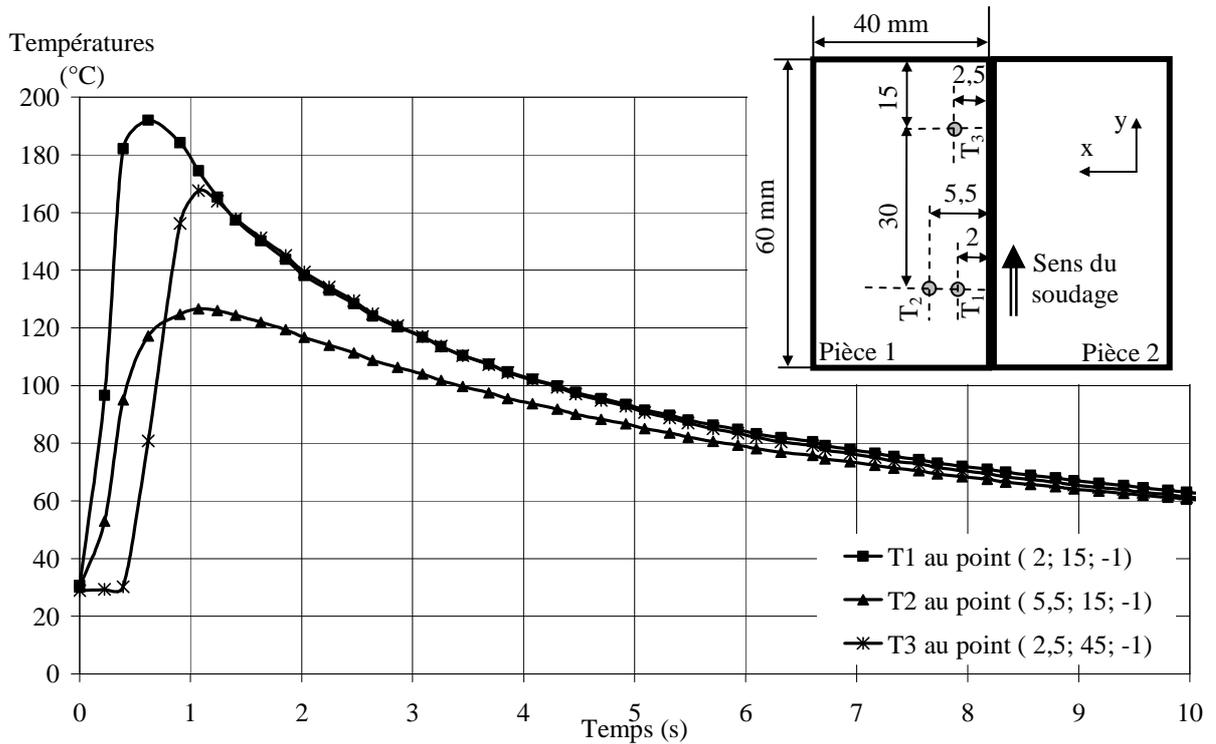


Figure 2.19: Evolutions de la température mesurée par les thermocouples : ESSAI 3.

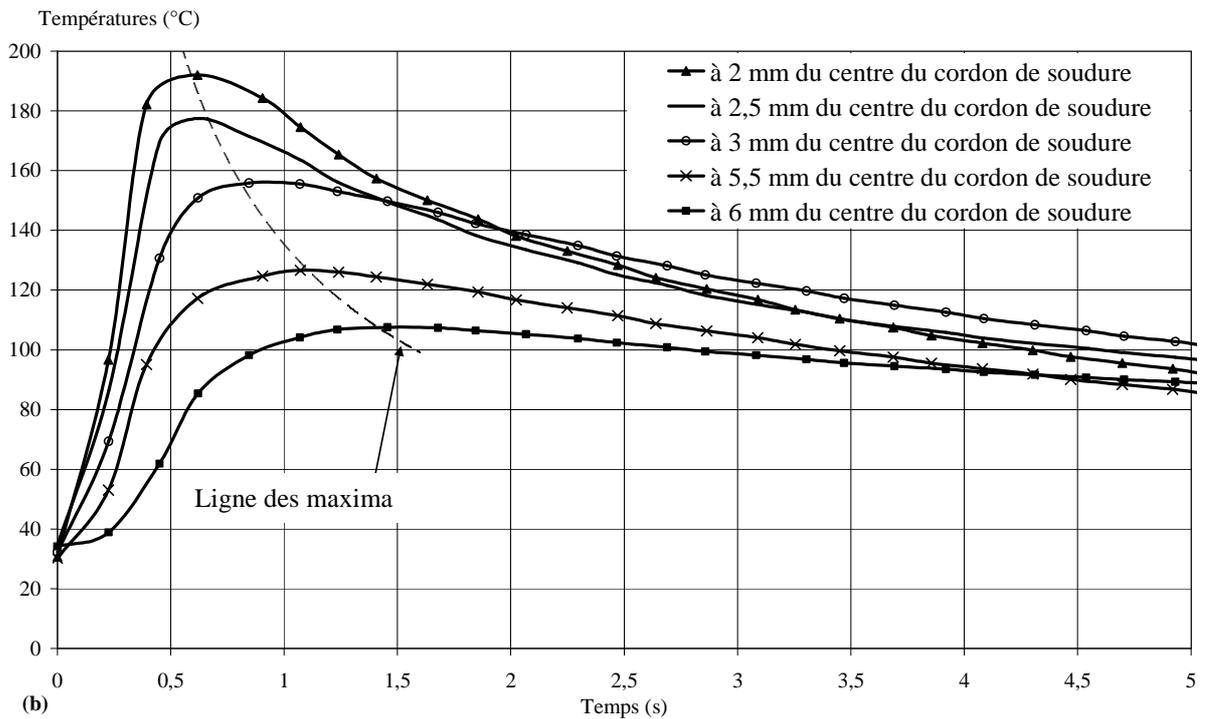
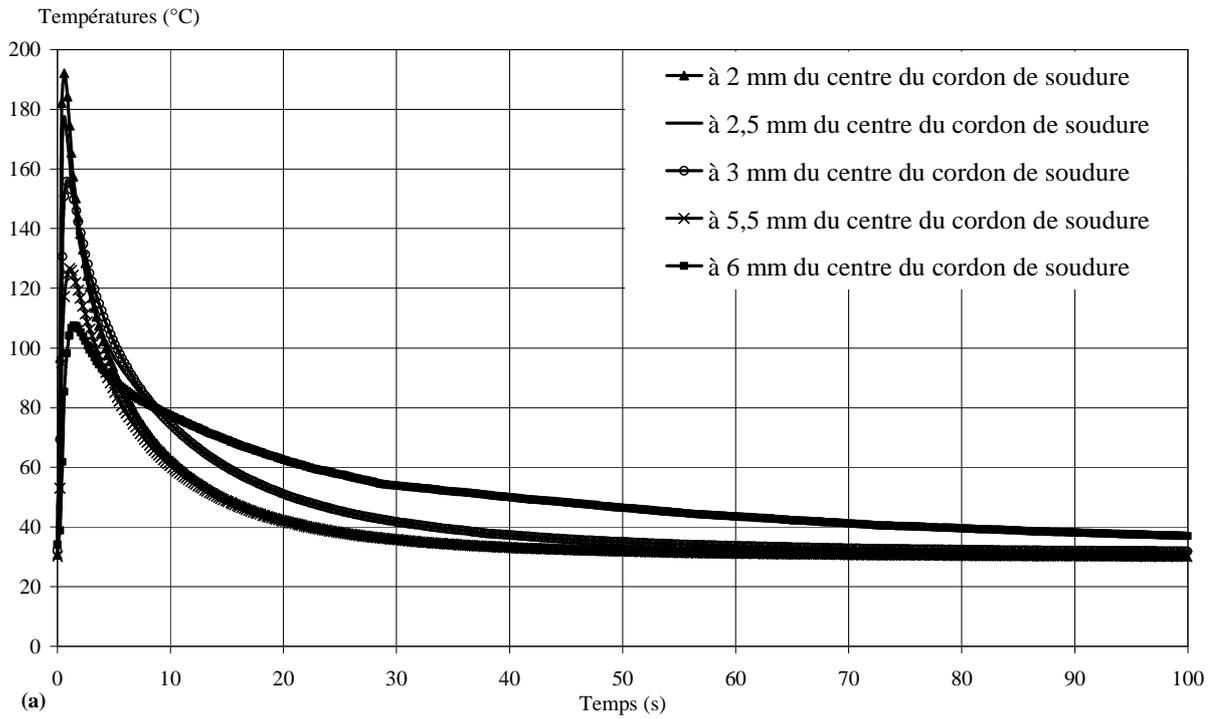


Figure 2.20: Evolutions de la température en fonction du temps à différentes positions par rapport à l'axe du cordon.

4. Etude métallurgique

Une étude métallurgique est menée dans le but de déterminer les propriétés microstructurales de l'alliage étudié à l'état de livraison et du cordon de soudure obtenu dans les conditions opératoires optimisées. L'étude consiste à identifier les phases présentes dans les différentes zones de l'assemblage et à déterminer leurs compositions chimiques.

4.1. Méthodes expérimentales

Pour l'étude métallurgique du métal de base et des cordons de soudure, nous avons utilisé :

- Un appareil photo Canon équipé d'un objectif pour réaliser des macrographies.
- Un microscope optique (MO) Leitz RZD-DO, équipé d'un logiciel d'analyse d'image « Image & Mesure » et permettant d'obtenir des grossissements variant de 50 à 1000.
- Un microscope électronique à balayage (MEB) Jeol JSM-6400 équipé d'un spectromètre à dispersion d'énergie Oxford commandé par le logiciel INCA. La distance de travail choisie est de 15 mm et la tension d'accélération est de 20 kV.

La démarche suivie pour la préparation des échantillons pour l'étude métallographique du métal de base et des échantillons soudés est la suivante :

- Découpage des échantillons par tronçonnage et enrobage si nécessaire ;
- Polissage au papier abrasif en carbure de silicium de granulométries 400 et 1200 suivis d'un rinçage à l'eau et à l'alcool puis séchage ;
- Polissage de finition : suspension diamantée 5 μm puis rinçage à l'alcool et séchage ;
- Attaque chimique : plusieurs réactifs d'attaque chimique sont utilisés pour l'analyse métallurgique des alliages de magnésium [VAN.07]. Pour l'alliage AM60, nous avons utilisé l'acétique glycol [@ASM., BAR.04, CHA.07]. C'est un réactif qui permet de mettre en évidence les joints de grains. Le réactif est un mélange de 19 ml d'eau, de 60 ml éthylène glycol, de 20 ml d'acide acétique et de 1 ml d'acide nitrique HNO_3 .

4.2. Caractérisation du métal de base

4.2.1. Microstructure

Les micrographies optiques de la figure 2.21, réalisées à différents grossissements dans le métal de base, mettent en évidence la présence de plusieurs phases qui sont :

- Des grains de la phase primaire α du magnésium (1), d'une taille moyenne de 100 μm , illustrés par les figures 2.22a et 2.22b ;

- Des précipités de la phase β - $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (2) ;
- Du composé eutectique qui est une phase lamellaire (3) logée principalement dans les joints de grains ;
- Des précipités Al_8Mn_5 de forme polygonale (4) de tailles variant entre 6 et 9 μm que nous avons pu les mettre en évidence par les micrographies du métal poli sans attaque chimique de la figure 2.22c et 2.22d.

L'identification et la caractérisation des différentes phases feront l'objet d'une analyse chimique permettant la détermination de leur composition chimique et d'une analyse par diffractométrie des rayons X qui seront présentées ultérieurement.

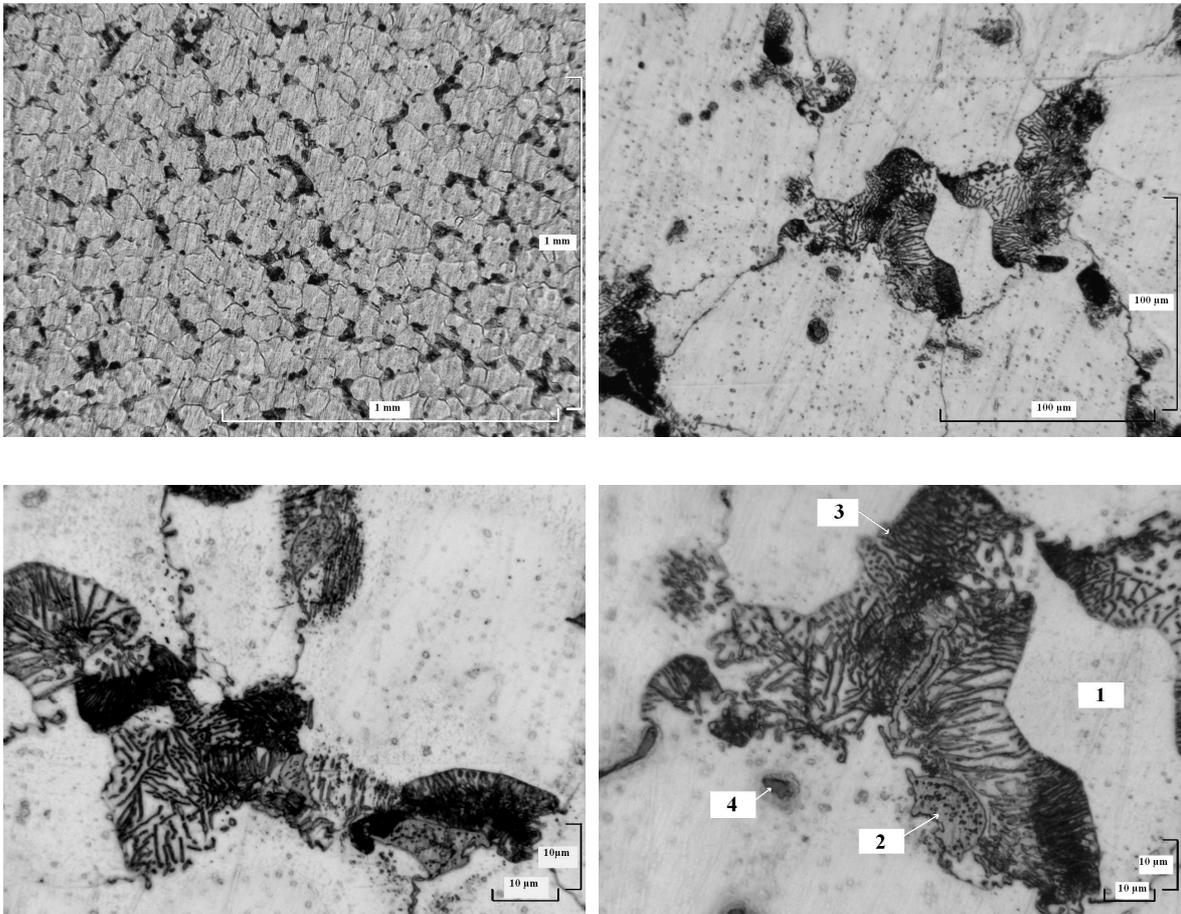


Figure 2.21: Microscopie optique du matériau de base AM60 à différents grossissements.

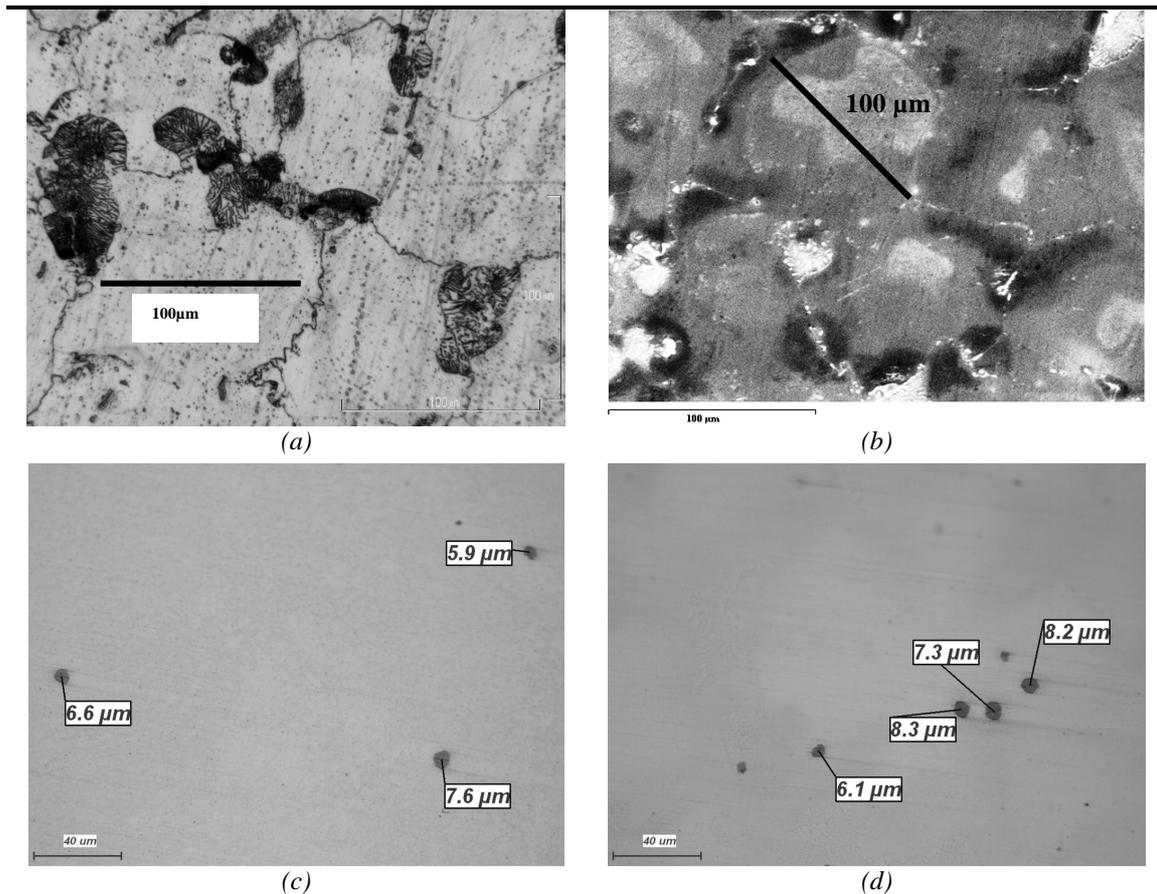
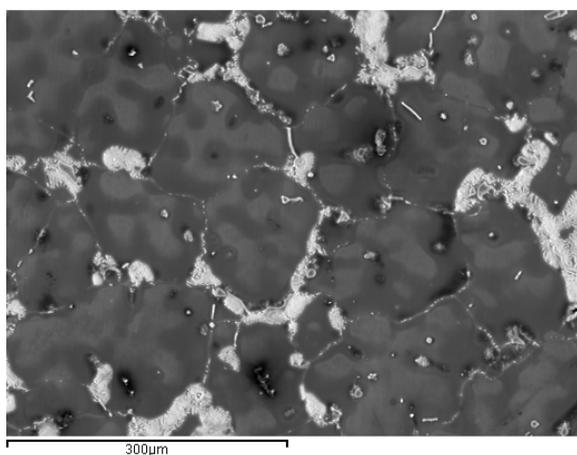


Figure 2.22: Détermination de la taille des grains : (a,b) de la phase primaire (échantillon poli et attaqué chimiquement) et (c,d) des précipités (échantillon poli non attaqué).

4.2.2. Analyses chimiques

Pour vérifier la composition chimique de l'alliage, une analyse chimique globale a été réalisée au microscope électronique à balayage avec un grossissement de 200. L'analyse a donné les pourcentages massiques présentés dans le tableau de la figure 2.23. Nous pouvons remarquer que les valeurs des proportions des éléments chimiques détectés, sont un peu différentes de celles fournies par Honsel mais appartiennent aux intervalles de compositions imposées par la norme AFNOR (tableau 2.1).



Elément	% Mg	% Al	% Mn
% masse	94,08 ± 0,06	5,60 ± 0,11	0,31 ± 0,05

Figure 2.23: Analyse chimique globale du métal de base - G = 200.

La répartition des éléments chimiques présents dans le matériau de base est illustrée dans la figure 2.24 qui présente des cartographies X avec un grossissement de 200. Nous avons cherché la répartition des trois principaux éléments présents dans l'alliage AM60 : le magnésium (figure 2.24b), l'aluminium (figure 2.24c) et le manganèse (figure 2.24d) en plus de l'oxygène (figure 2.24a). La présence de ce dernier est due à la formation d'une couche d'oxyde de magnésium (MgO) à la surface de l'échantillon.

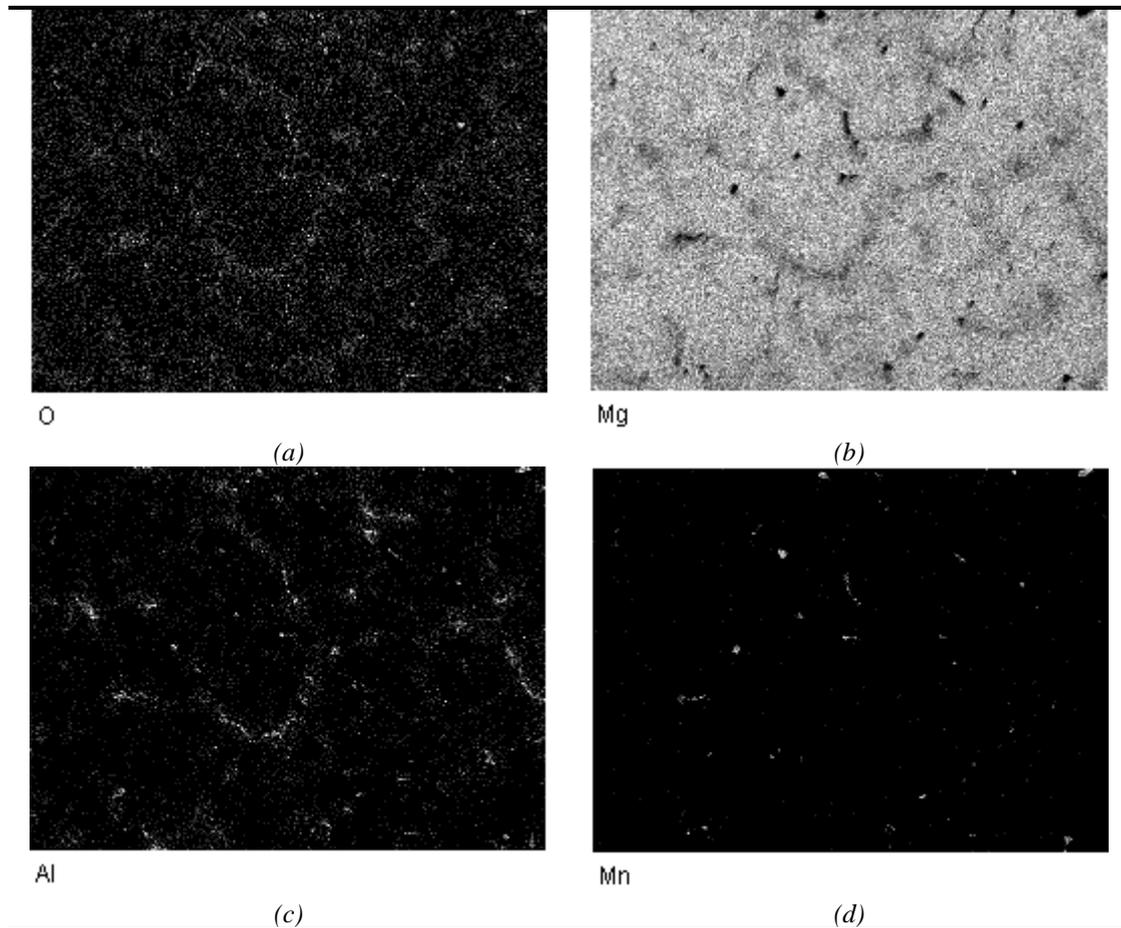


Figure 2.24: Cartographie X de la répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans le métal de base-G = 200.

Les résultats de l'analyse chimique locale, réalisée au MEB à différents grossissements, sont présentés dans la figure 2.25. Celle-ci donne la composition chimique, en pourcentages massiques, des différentes phases présentes dans l'alliage de magnésium AM60 à l'état de livraison. Elle a été complétée par la détermination de la répartition des éléments chimiques de la figure 2.26. Ces analyses ont permis de montrer que :

- La phase primaire α , présente sous forme de gros grains, est une phase binaire Mg – Al composée d'environ 97% de magnésium et de 3% d'aluminium.
- La phase β est une phase binaire Al - Mg et qui est, suivant le digramme binaire de la figure 1.5, la phase $Al_{12}Mg_{17}$. L'analyse chimique ne nous a pas permis de déterminer la composition chimique exacte de cette phase mais par contre une analyse par diffractométrie nous a permis d'affirmer sa présence dans l'alliage AM60 (voir paragraphe 5.2 de ce chapitre).

- Le composé eutectique ($\alpha_{eut} + \beta_{eut}$) qui est constitué de lamelles alternées de α -Mg et β - $Al_{12}Mg_{17}$. Sa composition chimique est de 64,5 % de magnésium et de 35,6 % d'aluminium. Cette composition est très proche de la composition au point eutectique dans le diagramme binaire Mg-Al (figure 1.5).
- Les précipités de forme polygonale régulière sont des cristaux d'une phase Al_xMn_y que nous avons tenté d'identifier. Comme l'illustrent les cartes de la figure 2.26c et d, ces particules composées d'aluminium et de manganèse sont réparties dans les grains de la phase α -Mg et aux joints de grains. En se basant sur le diagramme binaire d'aluminium-manganèse de la figure 2.27 et l'exploitation des mesures réalisées par l'analyse chimique du tableau 2.10, nous avons pu identifier la phase présente sous forme de précipités. Cette dernière, composée d'environ 55 % de manganèse et 44% d'aluminium (figure 2.25), correspond à la phase γ_2 de stœchiométrie Al_8Mn_5 caractérisée par une haute température de transformation. Ces mêmes précipités ont été mis en évidence dans l'alliage AM50 [WAN.03, GER.05] de composition proche de celle du matériau étudié AM60.

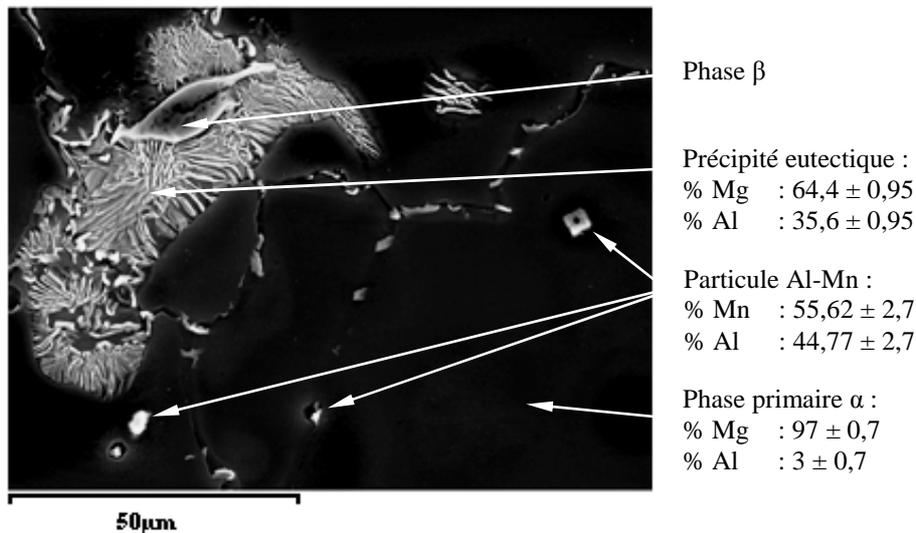


Figure 2.25: Détermination de la composition chimique des phases sur le MEB.

	Masse atomique	Fraction massique	x et y	x/y	Al_xMn_y	x/y
Al	26,9815	44,37	0,01644	1,62	$MnAl_6$	6
Mn	54,94	55,62	0,01012		Al_8Mn_5	1,6
					$Al_{11}Mn_4$	2,75
					Al_2Mn_3	0,66666667

Tableau 2.10: Détermination de la stichométrie de la phase Al-Mn dans l'alliage AM60.

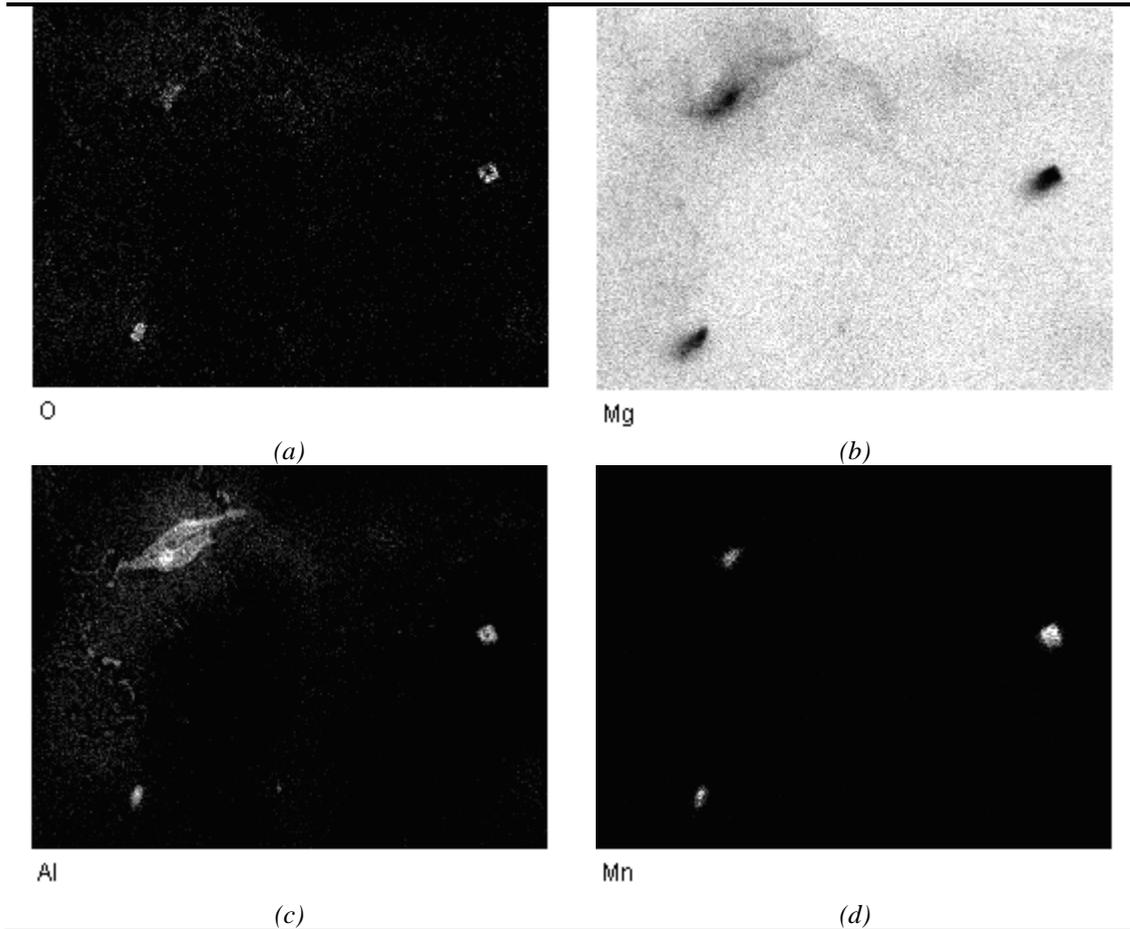


Figure 2.26: Répartition des éléments chimiques (O, Mg, Al et Mn) par cartographie X.

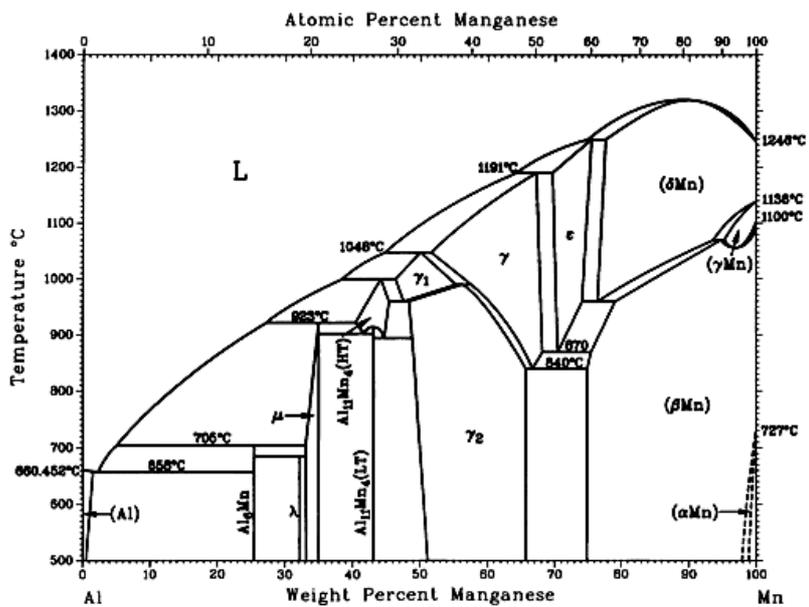


Figure 2.27: Diagramme binaire aluminium-manganèse [©ASM].

4.3. Caractérisation du joint de soudure

4.3.1. Microstructure

Les micrographies de la figure 2.28 présentent la microstructure des différentes zones de l'assemblage réalisé avec les paramètres de soudage par faisceau laser CO₂ définis par l'étude paramétrique du deuxième paragraphe de ce chapitre.

La micrographie du cordon de soudure de la figure 2.28c met en évidence la présence de trois zones. En plus du matériau de base (MB, figure 2.28a), nous avons une zone fondue (ZF) d'environ 0,9 mm de largeur (figure 2.28d). A fort grossissement, une zone de transition entre le métal de base et la zone fondue, de taille 100 µm environ, est détectée (figure 2.28b).

Le gradient de microstructure observé dans l'assemblage par faisceau laser de l'alliage AM60 est dû principalement au gradient de température introduit par le cycle thermique du procédé de soudage par fusion et par le transfert de chaleur par conduction dans les pièces soudées. La création du keyhole au cours de l'interaction laser matière va permettre le transfert de la chaleur dans l'épaisseur des pièces. Durant la phase de chauffage, la température au voisinage du keyhole dépasse la température de fusion de la phase primaire α -Mg, qui est de l'ordre de 650°C, créant ainsi le bain du métal fondu. Les parois du bain restent à l'état solide mais à cause du transfert de chaleur par conduction, la température d'une partie de la pièce juste au voisinage du bain est supérieure à 432°C. Cela permet de faire fondre la phase eutectique au joint de grains créant ainsi une zone de microstructure différente de celle du MB et de la ZF : c'est la zone affectée thermiquement.

La microstructure de la zone fondue, illustrée par la figure 2.28d, est une structure homogène pour laquelle les grains de la phase primaire α -Mg est présente sous forme de dendrites de forme sextuple symétrique comme celle observée après solidification des alliages magnésium - aluminium AZ91 et AM50 [DAH.01, CZE.02]. Cette morphologie est obtenue par le refroidissement rapide au cours des procédés de coulée continue des alliages métalliques. Au cours du soudage par faisceau laser de l'alliage AM60, la vitesse de refroidissement du liquide juste avant le début de la solidification est très importante, permettant l'obtention d'une structure dendritique dans la zone fondue. En effet, à cause de sa faible chaleur spécifique, l'évacuation de chaleur au cours du refroidissement de l'alliage AM60, après le passage du faisceau laser, se fait rapidement. Certains auteurs [LIU.05] ont estimé la vitesse de trempe au cours de la solidification d'une surface irradiée par un faisceau laser par impulsion dans une plaque en alliage de magnésium. Selon eux, la vitesse de refroidissement au cours de la solidification des alliages de magnésium traités par un faisceau laser est de l'ordre de 10⁵ K/s. Ils affirment que ce résultat est en concordance avec celui trouvé par Rehn & al [REh.87].

Concernant la zone affectée thermiquement (ZAT), la microstructure se présente sous forme de grains de la phase primaire α -Mg de taille variable inférieure à celle du métal de base et entourés par du métal re-solidifié. Au cours du passage du faisceau laser, la montée en température au delà de 432°C dans cette zone de transition, fait fondre la phase eutectique logée principalement aux joints des grains de la phase primaire. Les volumes fondus de la ZAT se solidifie rapidement permettant l'obtention de la structure dendritique comme la montre la figure 2.28b. Comme la transformation liquide –solide est une transformation de phase exothermique dans le cas des métaux, la solidification de la phase eutectique en fusion dans la ZAT va engendrer une augmentation de température

dans les joints de grains. Nous avons donc la mise en fusion d'une partie des grains de la phase α -Mg, ce qui peut expliquer, selon nous, la diminution de leur taille dans la zone affectée thermiquement.

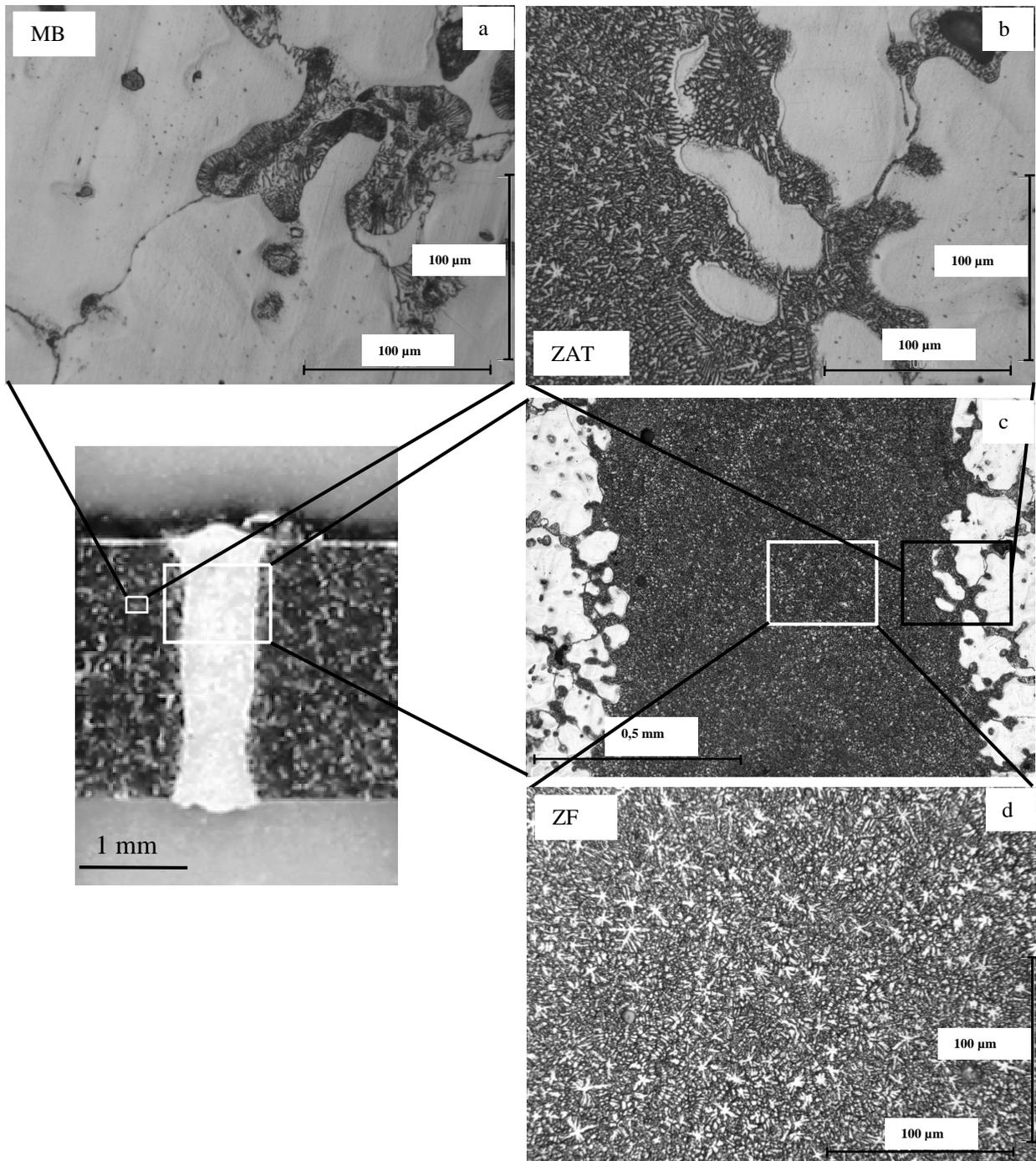


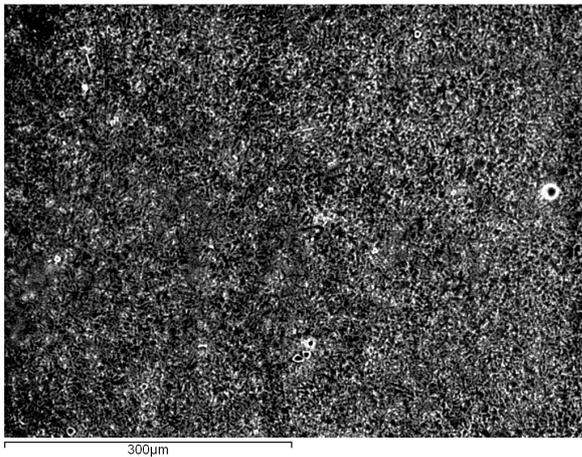
Figure 2.28: Macrographie et micrographie optique des différentes zones du cordon de soudure.

4.3.2. Analyses chimiques

Une analyse globale, réalisée sur le microscope électronique à balayage avec un grossissement de 200, a permis de déterminer la composition chimique dans la zone de fusion donnée par la figure 2.29. En comparant les résultats de cette analyse à ceux obtenus dans le métal de base (figure 2.23), nous avons remarqué que les pourcentages massiques

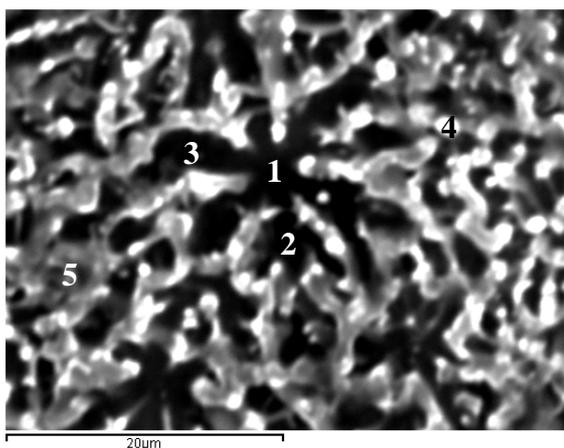
du magnésium et de l'aluminium ont diminué. Ceci peut être expliqué par la perte en masse due à l'évaporation de ces éléments, caractérisé par une faible température de fusion et d'ébullition. En effet au cours du soudage par faisceau laser, la création du keyhole rempli de vapeur métallique engendre une montée en température de l'ordre de 12 700°C (13 000 k) [ABD.08]. Par contre la température d'ébullition de l'aluminium et du magnésium est respectivement de l'ordre de 1100°C et 2400°C.

Ensuite, nous avons essayé d'identifier les phases présentes dans la zone fondue. Des analyses au MEB, réalisées à fort grossissement et illustrées par la figure 2.30, ont permis de chercher la composition chimique dans différentes parties d'une dendrite et de son voisinage. Les valeurs des pourcentages massiques trouvées, données dans le tableau de la figure 2.30, sont proches de celles mesurées dans le grain de la phase primaire α -Mg présenté par la figure 2.25. Celles-ci confirment la présence de cette phase mais sous une forme dendritique. Avec les moyens d'analyses métallographiques à notre disposition, nous n'avons pas pu détecter la présence de la phase β - $Al_{12}Mg_{17}$ dans la zone fondue. Celle-ci sera mise en évidence par l'analyse de phase par diffraction des rayons X présentée au paragraphe 5.2 de ce chapitre.



Elément	Mg	Al	Mn
% Masse	93,69 ± 0,07	5,94±0,07	0,35±0,04

Figure 2.29: Analyse chimique globale dans la zone fondue - $G = 200$.



Point d'analyse	%Masse	
	Mg	Al
1	96,65	3,35
2	96,99	2,88
3	95,92	4,08
4	95,88	4,11
5	95,12	4,87

Figure 2.30: Analyse chimique dans une dendrite - $G = 3000$.

Les analyses chimiques ont été appuyées par la détermination de la répartition des éléments chimiques Mg, Al et Mn réalisées dans la zone fondue, la zone affectée

thermiquement et d'une dendrite. Elles sont présentées respectivement par les figures 2.31, 2.32 et 2.33.

Les cartographies X d'une partie de la zone fondue, de la ZAT et d'une dendrite représentées respectivement par les micrographies des figures 2.31a, 2.32a et 2.33a, confirment :

- La répartition homogène du magnésium sur toute la surface d'analyse de la zone fondue (figure 2.31b) et dans la dendrite (figure 2.33b). Par contre une répartition hétérogène de cet élément dans la ZAT (figure 2.32b) témoigne de la présence de grains de la phase primaire α -Mg mais de taille plus petite que ceux présents dans le métal de base.
- La présence des particules Al - Mn dans la ZF (figure 2.32c - figure 2.32d) et la ZAT (figure 2.32c- figure 2.32d). Ces particules sont les précipités de la phase préexistante dans le métal de base. La présence de ces particules peut être expliquée par le fait que les précipités du métal de base n'ont pas été affectés par la montée en température dans le bain de fusion puisque la phase Al_8Mn_5 est caractérisée par de haute température de transformation (figure .27) relativement aux températures de fusion des phases α -Mg et β - $Al_{12}Mg_{17}$. Mais par contre, nous estimons que la montée importante de la température au cœur dans le keyhole, peut générer des transformations au sein de ces particules. Dans le cadre de notre travail, cet aspect n'a pas été étudié.

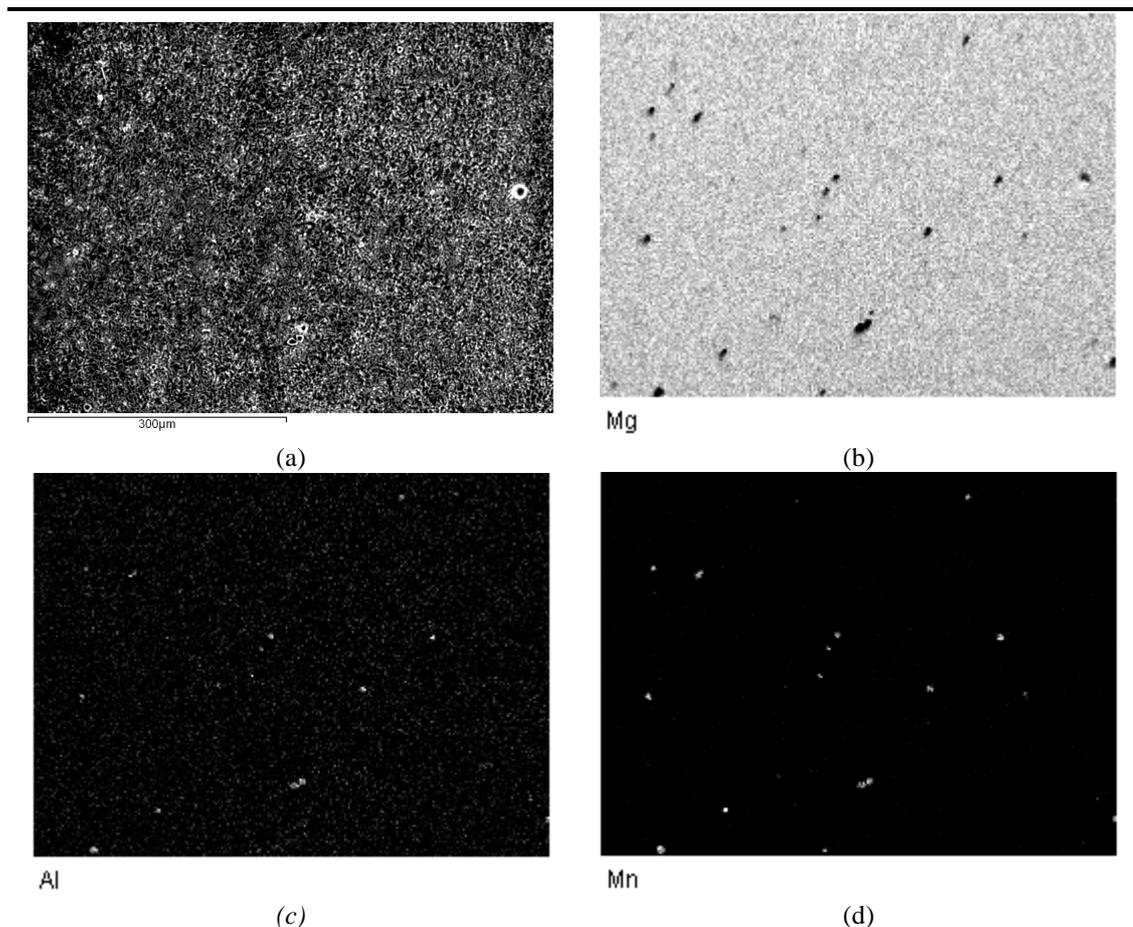


Figure 2.31: Répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans la ZF par cartographie X.

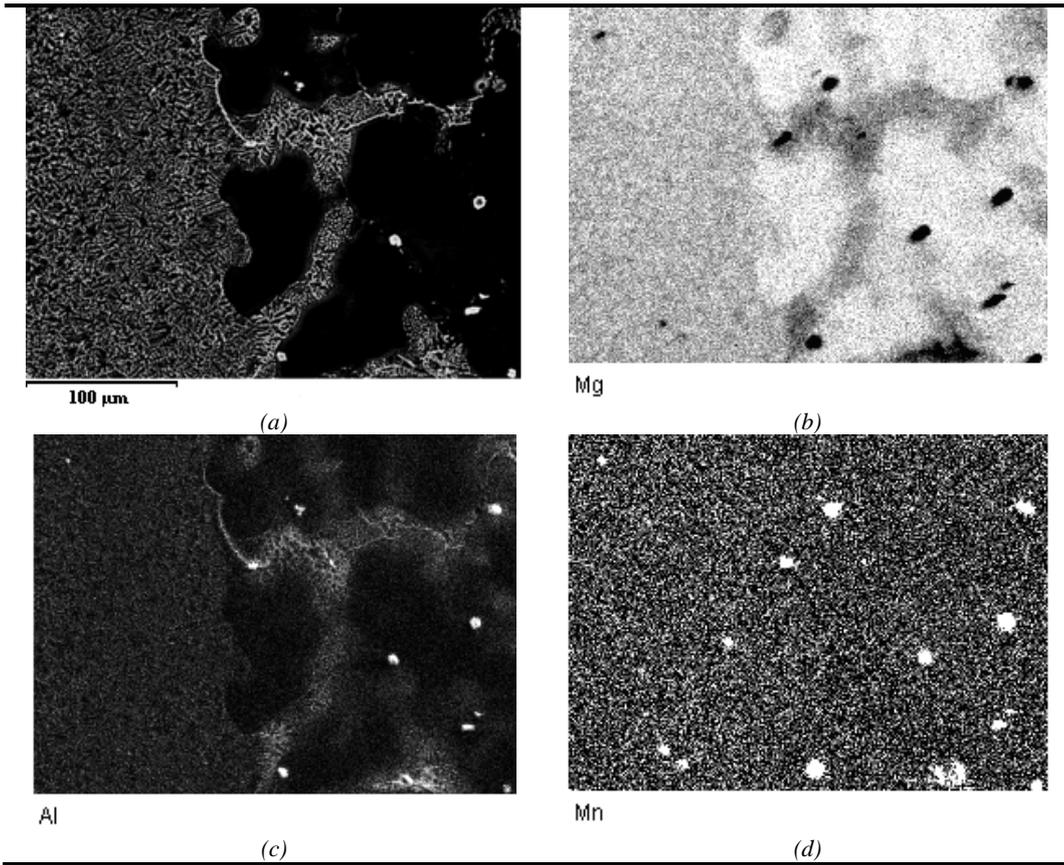


Figure 2.32: Répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans la ZAT par cartographie X.

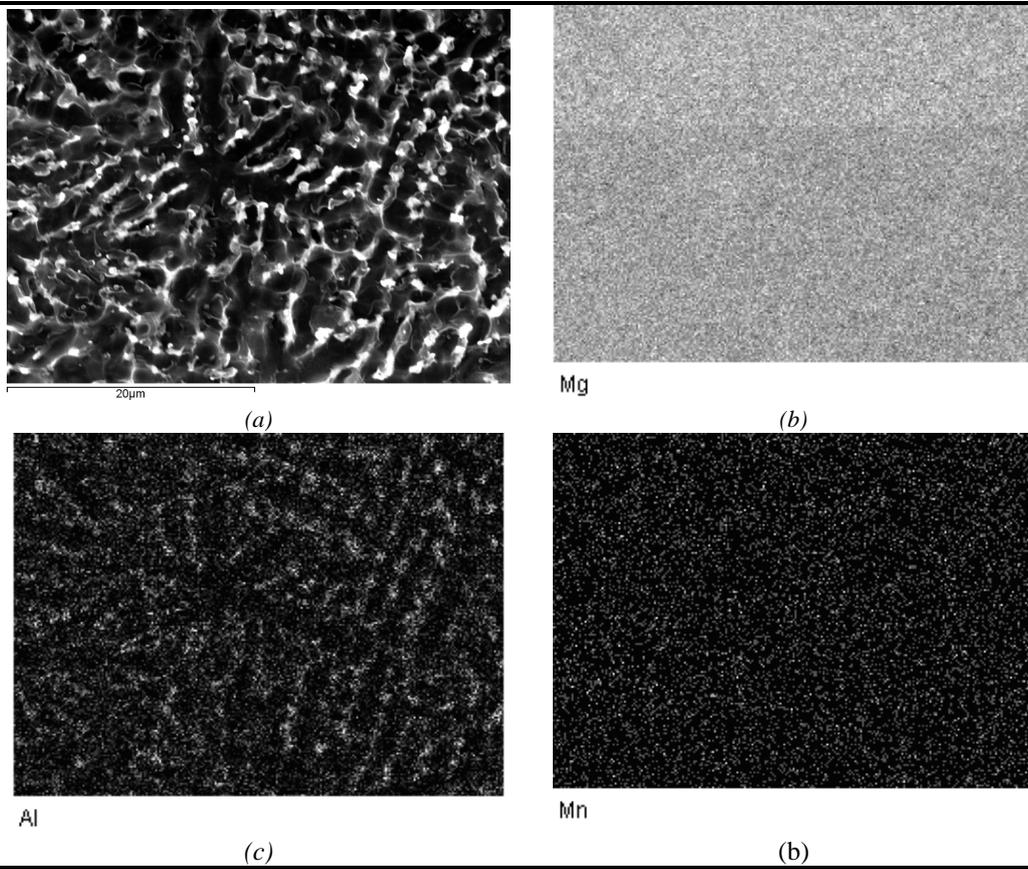


Figure 2.33: Répartition des éléments chimiques (Mg, Al et Mn) dans la ZF par cartographie X.

5. Analyse Diffractométrique

5.1. Analyses par diffraction des Rayons X

Une analyse par diffraction des rayons X est réalisée sur le matériau à l'état de livraison et dans le cordon de soudure obtenue par les conditions opératoires optimisées. L'analyse consiste à identifier les phases présentes dans le métal de base et dans la zone fondue de l'assemblage, et analyser l'état de contraintes résiduelles et de déterminer la présence éventuelle d'une structure texturée.

Considérons une famille de plans réticulaires $\{hkl\}$ équidistants de d_{hkl} et un faisceau de rayons X monochromatique de longueur d'onde λ incident, formant un angle θ avec chacun des plans de la famille (figure 2.34). Bragg a considéré que le plan sur lequel arrive le faisceau agit comme un miroir, donc qu'il y a réflexion du faisceau, et qu'il en est de même pour tous les plans de la famille se situant au dessous. Il a défini une relation qui exprime la condition de diffraction. C'est la loi Bragg donnée par :

$$2d_{hkl} \sin \theta = \lambda \quad (2.1)$$

L'enregistrement de l'intensité de diffraction en fonction de la position de l'angle de Bragg 2θ permet d'avoir le spectre de diffraction du matériau. L'identification **des phases présentes** dans un alliage cristallin consiste à déterminer la position des pics de diffraction dans le spectre et chercher les phases, susceptibles d'être présentes, qui diffractent à ces positions.

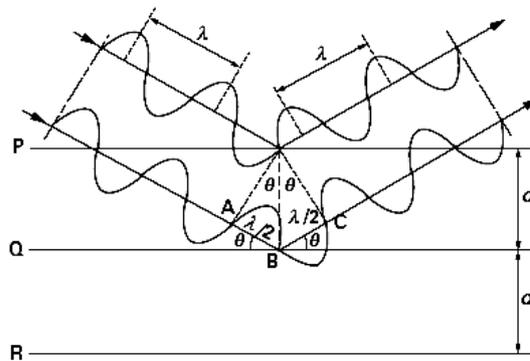


Figure 2.34: Schéma de la diffraction des rayons X

Pour l'**analyse des contraintes résiduelles** en surface, l'idée fondamentale consiste à utiliser les distances interréticulaires comme jauges naturelles de déformation. Toute variation de la distance d_{hkl} , due à une perturbation thermique, mécanique ou thermochimique, conduit à un déplacement $\Delta\theta$ du pic de diffraction θ calculable par différentiation de la relation de Bragg.

$$\frac{\Delta\lambda}{\lambda} = \frac{\Delta d_{hkl}}{d_{hkl}} + \cot g \theta \Delta\theta \quad (2.2)$$

On obtient ainsi la relation fondamentale permettant de relier le déplacement du pic de diffraction $\Delta\theta$ (figure 2.35), que nous mesurons, à la déformation normale aux plans réticulaires sélectionnés :

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -\cot g \theta \Delta\theta \quad (2.3)$$

Où d et d_0 représentent respectivement les distances interréticulaires en présence et en l'absence de contraintes dans la direction de mesure.

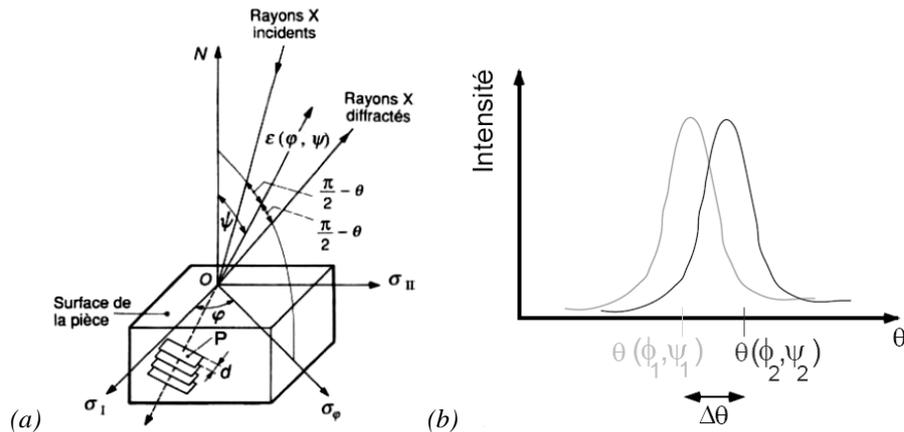


Figure 2.35: Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X : (a) définition des différents angles. (b) Déplacement des pics de diffraction

La diffraction des rayons X est exploitée aussi pour étudier l'anisotropie cristallographique dans un matériau. Un polycristal est texturé lorsque ses grains ne sont pas orientés au hasard, mais possèdent une ou plusieurs orientations préférentielles. Le principe de l'analyse de la texture par diffraction consiste à enregistrer l'intensité des rayons X diffractés par les plans réticulaires des différents grains de l'échantillon soumis aux mouvements de rotations α et Φ (figure 2.36). Pour chaque position de l'échantillon, l'intensité diffractée est proportionnelle à l'intensité incidente et au volume des grains de l'échantillon en position de Bragg. Dans la pratique, pour une famille de plan diffractant $\{hkl\}$, l'ensemble des positions du point de mesure et les intensités diffractées associées constituent une représentation de la figure de pôles de type $\{hkl\}$ du matériau étudié.

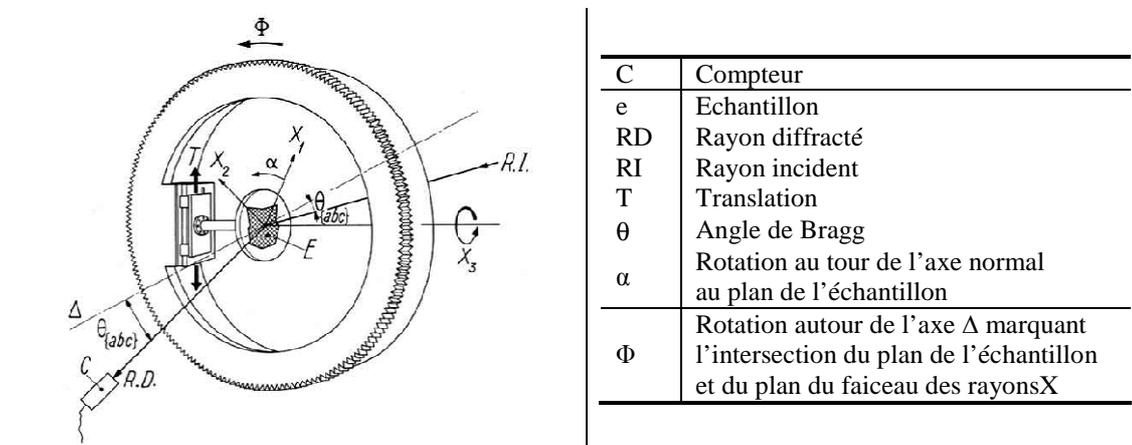


Figure 2.36: Principe de la détermination d'une figure de pôle

Pour l'analyse diffractométrique des différentes zones de l'assemblage réalisé par le soudage par faisceau laser, nous avons utilisé un diffractomètre Seifert XRD 3000 équipé d'un goniomètre 4 Cercles commandé par SCANX. Comme source de rayons X nous avons utilisé des anticathodes de chrome et de cuivre. Des logiciels d'analyse, comme ANALYSE, LABTEX et STRESS, ont été utilisés pour l'exploitation des résultats.

5.2. Analyse des phases

Les conditions opératoires pour la détermination des spectres de phases par diffraction des rayons X sont données dans le tableau 2.11. L'analyse de phase a été réalisée pour le métal de base sur une éprouvette de 3 mm d'épaisseur et aucune limitation de la zone d'analyse n'a été considérée. Par contre pour pouvoir identifier les phases dans la zone fondue par le faisceau laser, nous avons réalisé l'analyse sur une surface de largeur 1 mm, soit la largeur du cordon de soudure.

Les figures.2.37 et 2.38 présentent les spectres de diffraction dans respectivement le métal de base et dans la zone fondue la soudure. Les pics de diffraction de chaque spectre ont été confrontés aux pics de diffraction des phases susceptibles d'être présentes dans le matériau et qui sont données par les fiches ASTM de l'annexe 3. L'analyse a permis de confirmer la présence, dans les zones analysées, de la phase primaire α -Mg et de la phase β -Al₁₂Mg₁₇ mises en évidence par microscopie optique et électronique. En ce qui concerne la phase binaire Al-Mn, vue la faible fraction volumique de celle-ci, ces pics de diffraction ne sont pas assez intenses pour être bien détectés dans le spectre de figure 2.37. Par contre, des zooms sur deux pics, non identifiés et appartenant au spectre du métal de base (figure 2.39), nous ont permis de confirmer la présence de la phase Al₈Mn₅.

En comparant les deux spectres de phase obtenus, nous pouvons remarquer que les pics de diffraction aux différentes positions de l'angle de Bragg sont plus intenses dans le métal de base que dans la zone fondue. La diminution de l'intensité des pics diffraction est due à l'élargissement de leur profil. Plusieurs effets peuvent être responsables de l'élargissement des pics de diffraction des rayons X [BAR.92]. Nous pensons notamment aux déformations induites par le gradient thermique et les transformations microstructurales au cours du soudage par faisceau laser.

Radiation :	Cr-K α
Longueur d'onde λ	0,2911 nm
Filtre	V
Tension	40 kV
Intensité	30 mA
Etendu de l'angle $2\theta_0$	45° à 155°
Pas d'acquisition	0.02
Temps d'acquisition	2000 s
Durée de l'analyse	9h

Tableau 2.11: Conditions opératoires de l'analyse de phase par diffraction des rayons X.

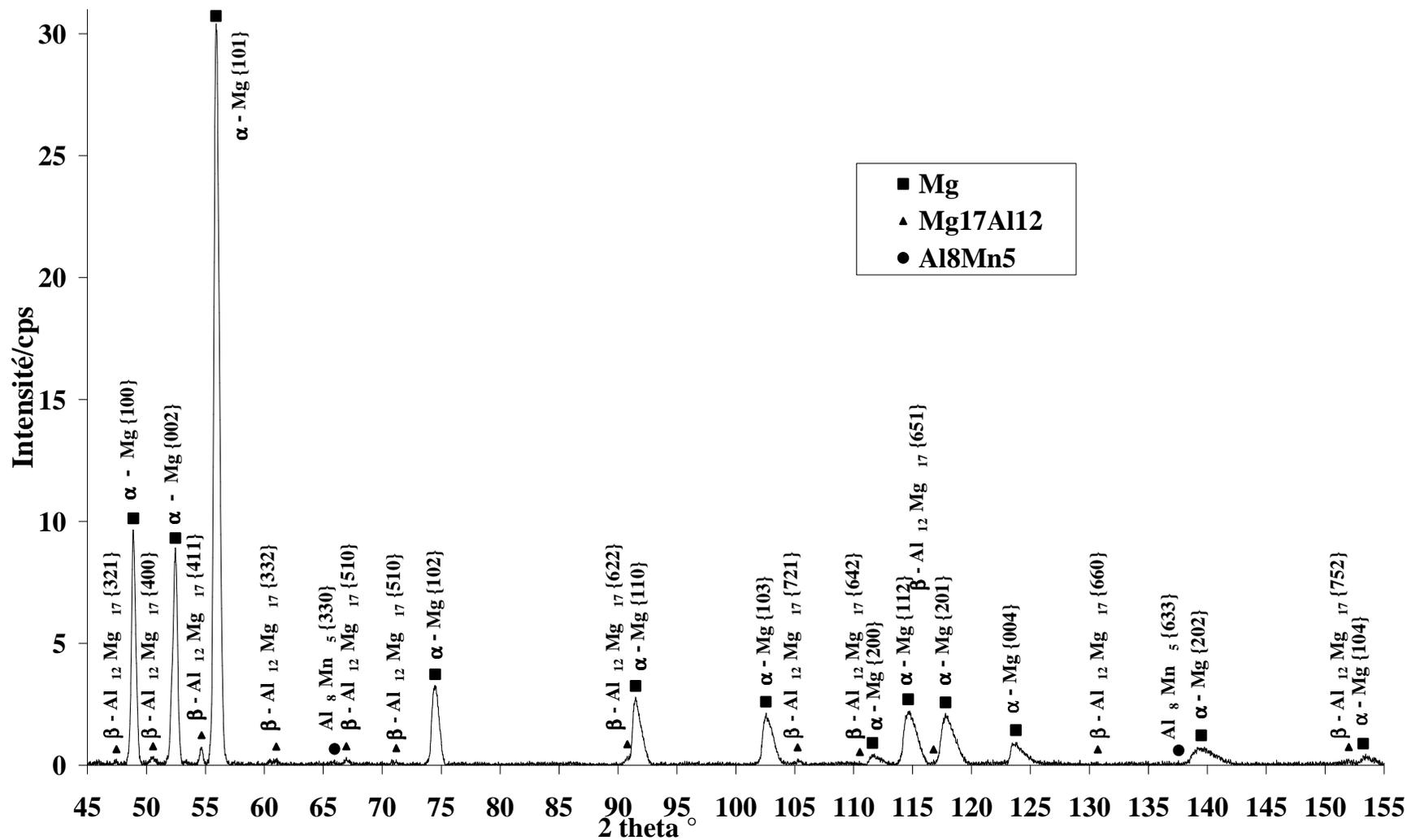


Figure 2.37: Spectre de diffraction du métal de base.

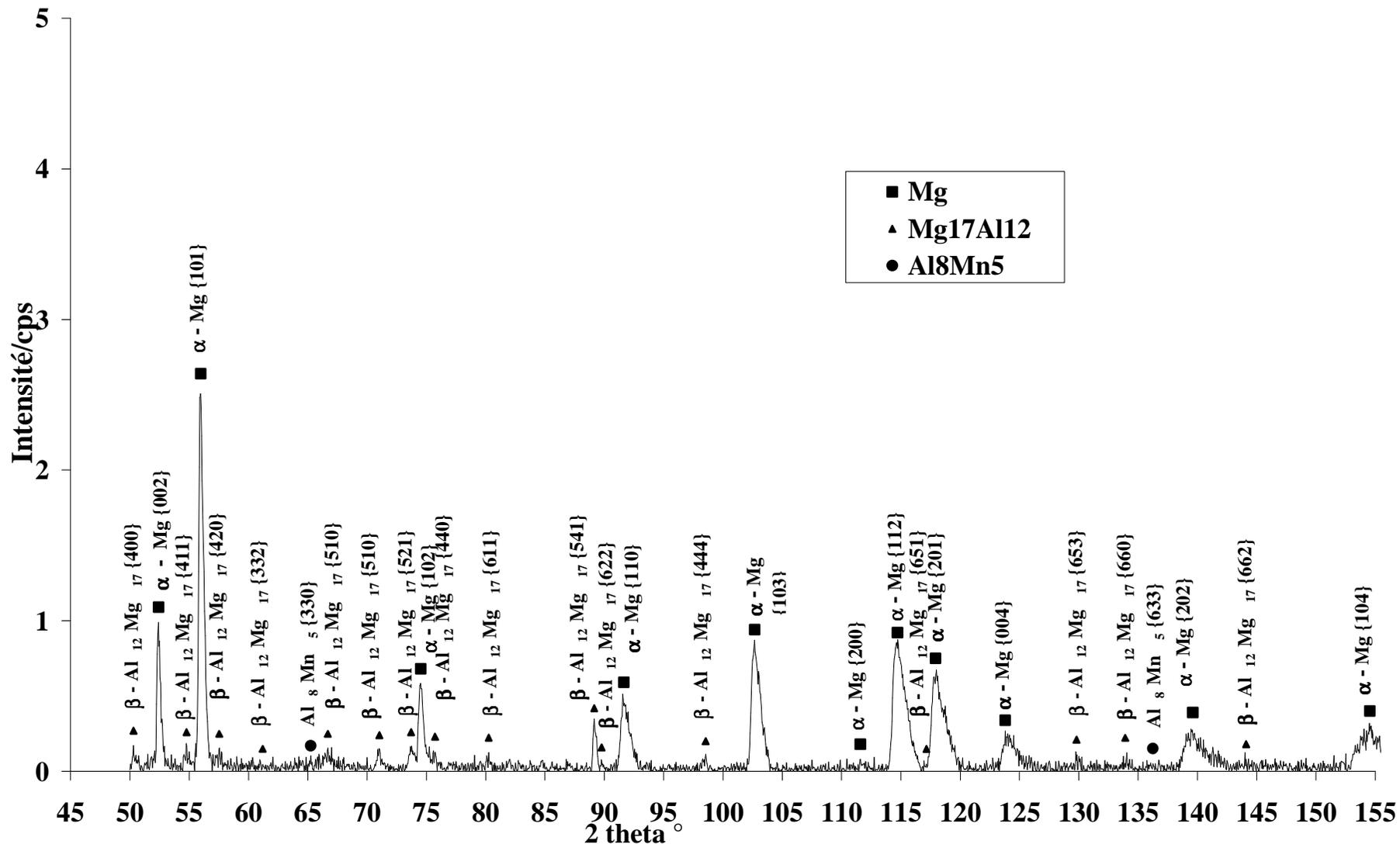


Figure 2.38: Spectre de diffraction du cordon de soudure.

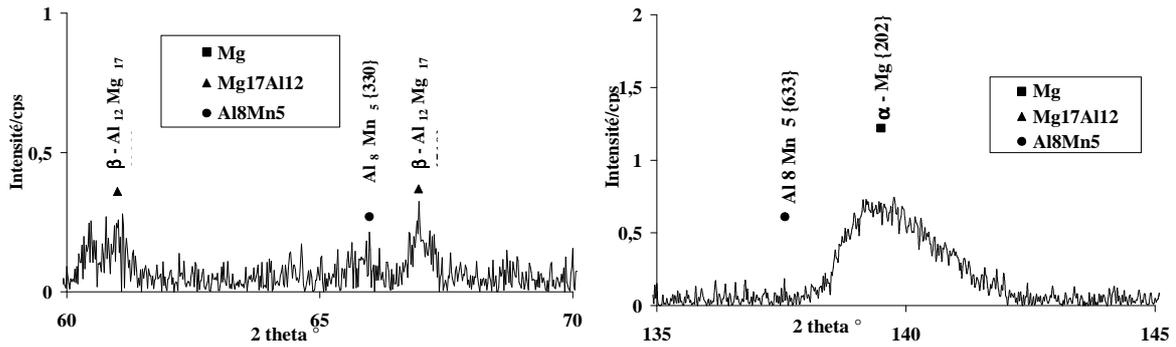


Figure 2.39: Détection des pics de diffraction de la phase Al_8Mn_5 .

5.3. Etude de la texture

Afin de pouvoir détecter la présence de structures texturées dans le matériau de base et dans la zone fondue, nous avons représenté les figures de pôle pour six plans réticulaires diffractant $\{100\} - \{002\} - \{101\} - \{102\} - \{110\} - \{103\}$ déterminés par l'analyse précédente. Les conditions opératoires de diffraction sont données par le tableau 2.12.

L'analyse des figures de pôle de la figure 2.40, obtenues pour le métal de base, montre que le matériau de base à l'état brut de fonderie n'est pas texturé. Les iso-valeurs de l'intensité diffractée montrent qu'il n'y a pas d'orientation privilégiée des grains du matériau de base. Un résultat similaire, pour l'alliage AM60, a été obtenu par Pérez-Prado & al [PER.04]. En effet, dans la présentation des alliages de magnésium donnée par le paragraphe 1.2.2 du chapitre bibliographique, le matériau AM60 est classé dans le groupe d'alliages de fonderie qui ne subissent aucune déformation après leur élaboration contrairement aux alliages AZ31 et AZ61 généralement utilisés à l'état laminé.

Des analyses par diffraction des rayons X de la texture et des contraintes résiduelles (paragraphe 5.3 de ce chapitre) ont été réalisées dans la zone fondue, mais les résultats ne sont pas concluants. Des problèmes de diffraction ont été rencontrés dans les analyses par diffraction des rayons X dans la zone fondue de faible dimension. Nous pensons qu'une des causes probables est la faible résistance à la corrosion des alliages de magnésium. En effet, comme précisé dans paragraphe 1.2.3 du premier chapitre, à l'air libre, ces alliages se recouvrent rapidement d'une couche d'oxyde $Mg(OH)_2$.

Radiation	Cr-K α
Longueur d'onde λ	0,2911 nm
Tension	40 kV
Intensité	30 mA
Montage goniométrique	Φ
Plan de diffraction	$\{100\} - \{002\} - \{101\} - \{102\} - \{110\} - \{103\}$

Tableau 2.12: Conditions opératoires de l'analyse de la texture par diffraction des rayons X.

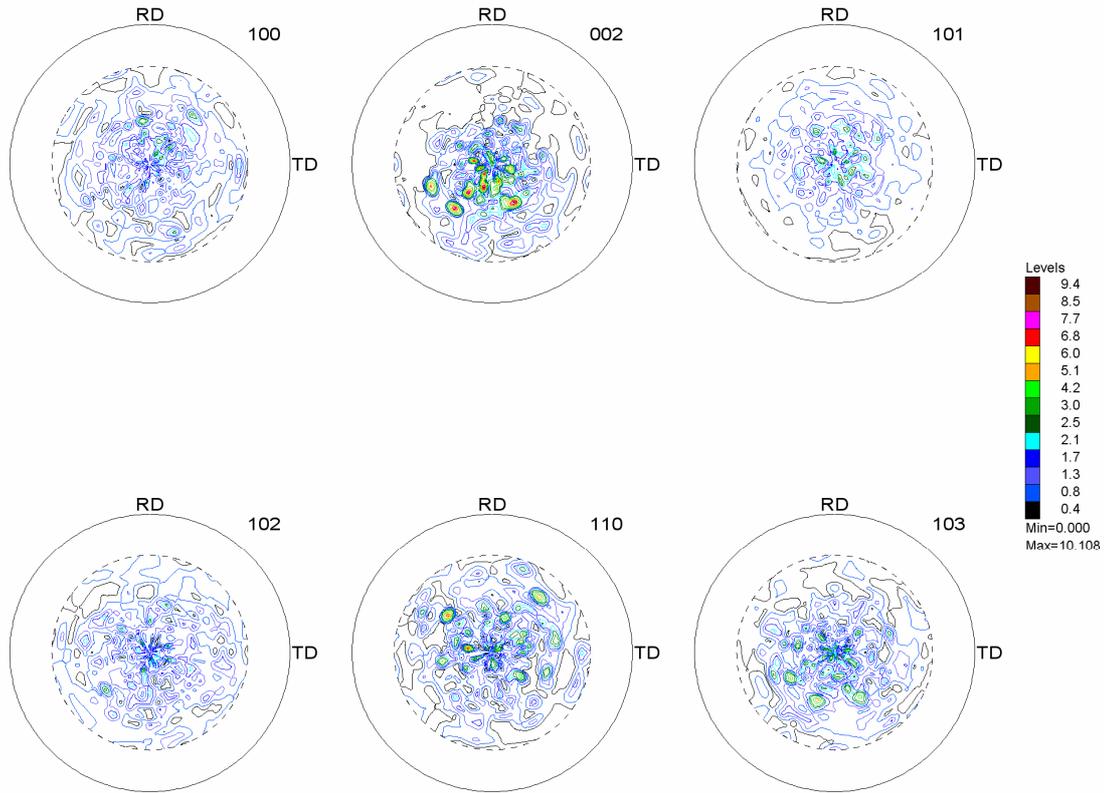


Figure 2.40: Analyse des figures de pôle par diffraction des rayons X dans le métal de base.

5.4. Analyse des contraintes résiduelles

Afin de déterminer l'état mécanique initial des échantillons que nous allons assembler, une analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X a été réalisée. Les échantillons analysés sont des pièces d'épaisseur 3 mm sur lesquelles un polissage électrochimique est prévu pour la mesure des contraintes en profondeur. Concernant les échantillons soudés, nous avons pour objectif de déterminer l'état de contraintes résiduelles générées par le soudage par faisceau laser dans le codon de soudure obtenu avec les conditions optimisées. Les conditions d'analyse sont données dans le tableau 2.13 et la position des points de mesure sont représentées sur la figure 2.41.

Les courbes de la figure 2.42 présentent l'évolution des contraintes résiduelles σ_{xx} σ_{yy} dans un échantillon plan de l'alliage AM60 à l'état de livraison en fonction de la profondeur. Nous pouvons remarquer que, à l'état de livraison, les pièces que nous allons souder présentent un état de contraintes résiduelles nulles. En effet elles n'ont pas subi de traitement après leur élaboration par fonderie. Les résultats de cette analyse nous permettent d'imposer, dans le développement du modèle de simulation du comportement mécanique au cours du soudage par faisceau laser, un état initial de contrainte nulle dans les pièces à assembler.

Radiation	Cr-K α
Longueur d'onde λ	0,2911 nm
Filtre	Vanadium
Tension	40
Intensité	30
Plan de diffraction	104
Angle $2\theta_0$	152
Module d'Young	45045
Coefficient de poisson	0,123
Nombre de l'angle psi	6
Angles psi utilisés	-39,23 ; -26,57 ; 0 ; 18,43 ; 33,21 ; 45
Nombre d'angle phi	6
Angles phi utilisés	0 ; 72 ; 144 ; 198 ; 270 ; 306
Pas moyen	0,032
Temps d'acquisition	100
Amplitude d'oscillation en ψ	3
Début de traitement 2θ	147,42
Fin de traitement	157,34

Tableau 2.13: Conditions opératoires de l'analyse des contraintes résiduelles.

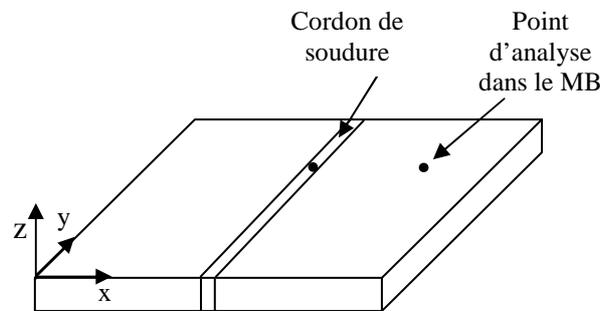


Figure 2.41: Paramétrage de la pièce pour l'analyse des contraintes par diffraction des rayons X.

6. Analyse thermique

6.1. Méthode expérimentale

Le but de l'analyse thermique que nous avons réalisée est de déterminer la température de transformation d'état physique des différentes phases présentes dans l'alliage de magnésium AM60. La méthode utilisée est la DSC (Differential Scanning Calorimetry), elle consiste à suivre l'évolution, en fonction de la température, du flux thermique entre un échantillon du matériau étudié et un échantillon de référence, à un même cycle thermique.

L'analyse consiste à mettre 10 mg de l'alliage à analyser dans un creuset en acier inoxydable. Le creuset est serti et placé dans une machine DSC, qui permet une montée en température jusqu'à 700°C, avec un autre creuset vide qui servira de référence. Le cycle thermique considéré est donné dans la figure 2.43. Il consiste à appliquer un chauffage à vitesse constante de 5°C/s de la température ambiante à une température 620°C. Après le chauffage, la de température est maintenue constante pendant 300 s. Ensuite un refroidissement à vitesse constante de 5°C /s a été imposé jusqu'à la température ambiante.

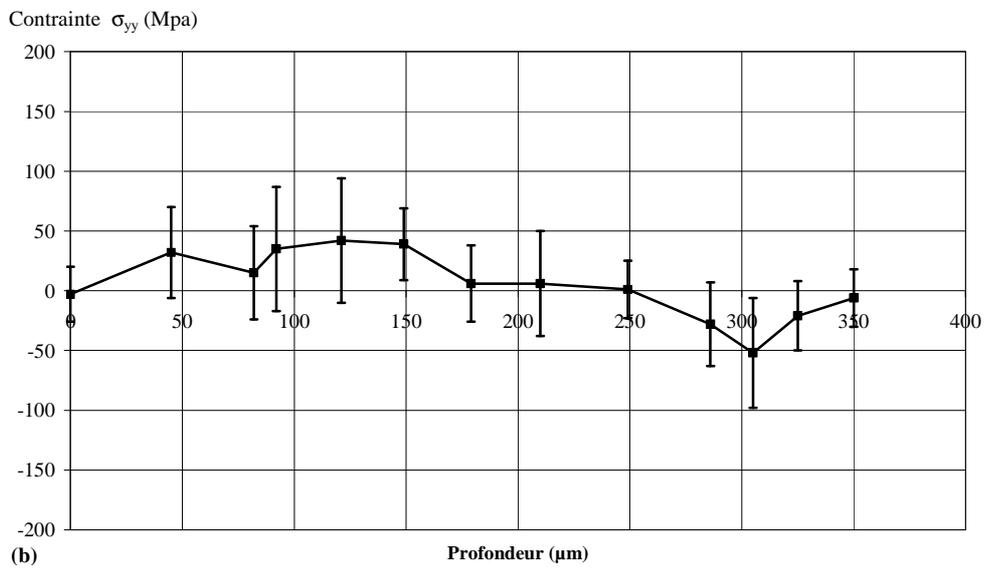
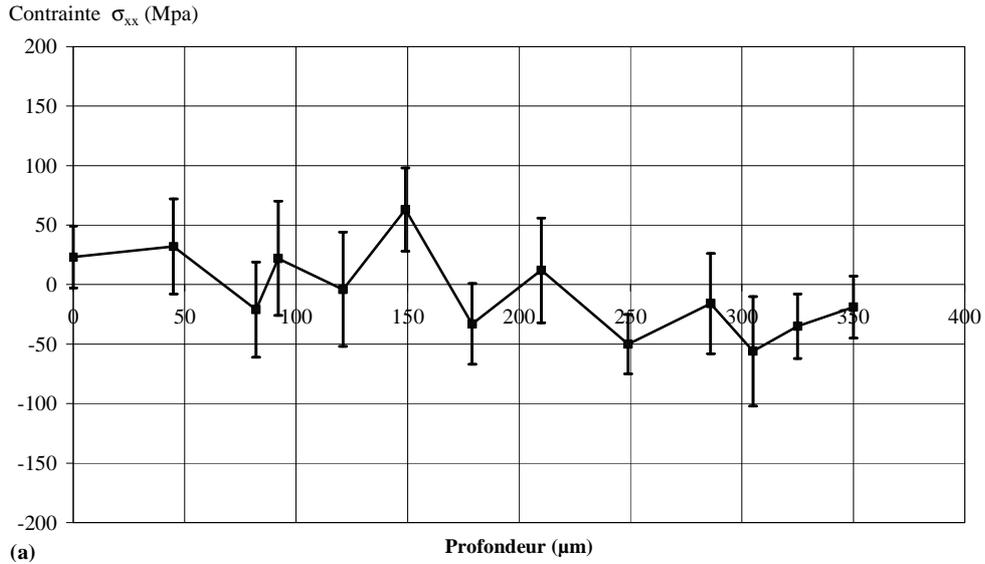


Figure 2.42: Détermination des contraintes résiduelles dans le matériau de base

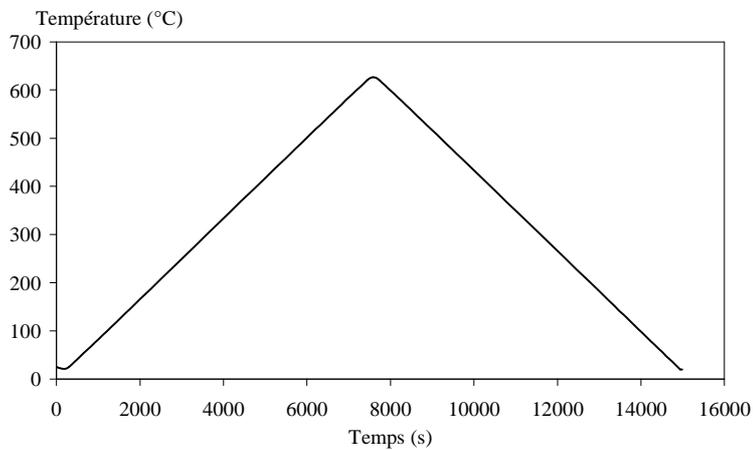


Figure 2.43: Cycle thermique adopté pour l'analyse thermique.

6.2. Résultats et discussions

L'analyse thermique nous a permis de déterminer la température du début de la fin de solidification des différentes phases présentes dans le matériau de base ainsi que la chaleur latente de changement de l'état physique solide-liquide.

Les résultats de l'analyse thermique d'un échantillon du métal de base est donnée dans la figure 2.44. Celle-ci présente l'évolution du flux de chaleur en fonction de la température durant le cycle thermique imposé. Les transformations endothermiques à 439 °C et 616 °C, durant la période de chauffage, caractérisent la fusion respective des phases α et β . Nous avons remarqué que, durant le refroidissement de l'échantillon, la transformation exothermique à 429°C qui témoigne du changement de l'état liquide à l'état solide de la phase β se fait à une température différente de celle de la fusion (439 °C). Cette hystérésis thermique est le résultat de l'apport énergétique dû à la solidification de la phase primaire.

L'exploitation des résultats de l'analyse thermique a permis de déterminer les quelques caractéristiques thermiques des deux phases majoritairement présentes dans le métal de base :

- La phase primaire α -Mg caractérisée, comme le montre la figure 2.45 par :
 - Température de fusion : 616 °C
 - Température du début de fusion : 580 °C
 - Température de la fin de fusion : 625 °C
 - Chaleur latente de fusion : 110 J/g

- la phase β -Al₁₂Mg₁₇ dont les caractéristiques thermiques sont données par la figure 2.46 :
 - Température de fusion : 439 °C
 - Température du début de fusion : 437 °C
 - Température de la fin de fusion : 447 °C
 - Chaleur latente de fusion : 3,53 J/g

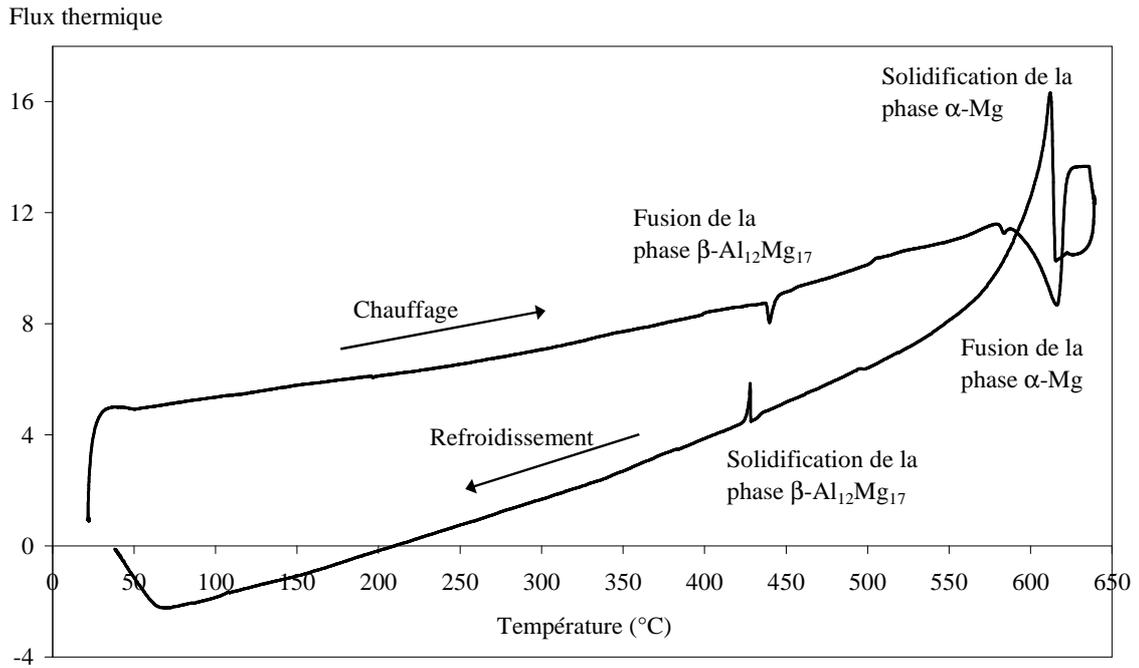


Figure 2.44: Evolution du flux de chaleur en fonction de la température durant la phase de chauffage.

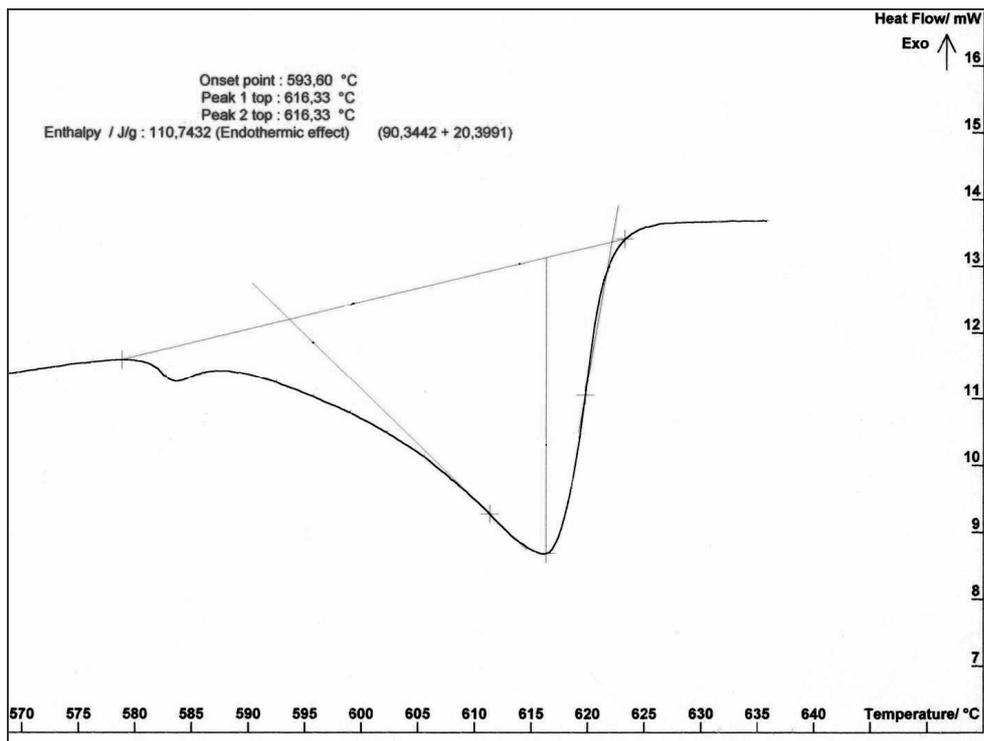


Figure 2.45: Détermination des températures du début et de la fin de la fusion et de la chaleur latente de fusion de l'alliage de magnésium AM60 brut de fonderie.

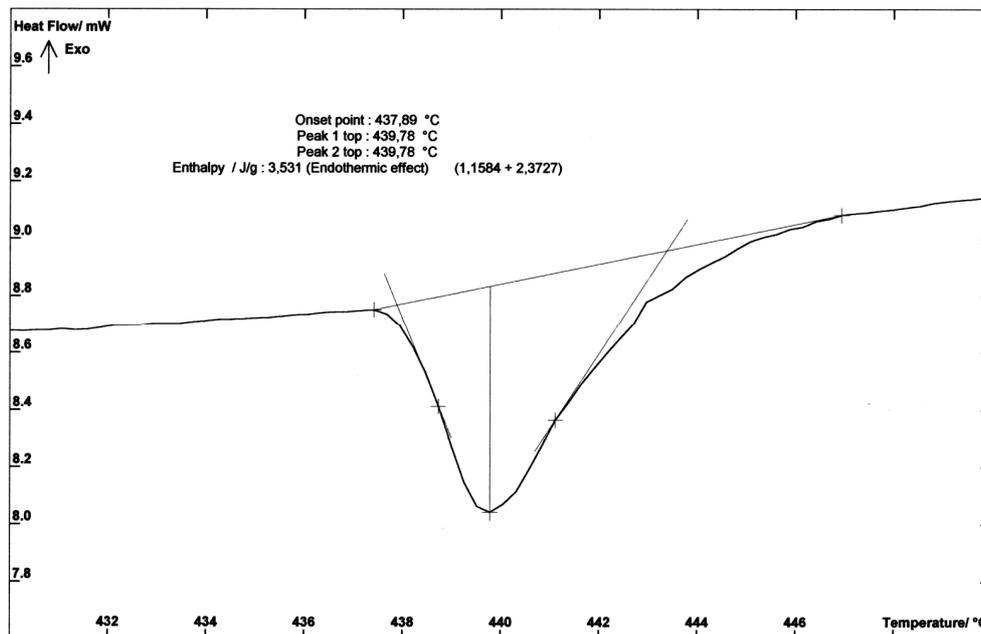


Figure 2.46: Détermination des températures du début et de la fin de la fusion et de la chaleur latente de fusion de la phase $Al_{12}Mg_{17}$.

7. Etude mécanique

7.1. Détermination de la micro-dureté

7.1.1. Méthode expérimentale

Les essais de micro-dureté Vickers ont été réalisés sur une coupe transversale au cordon de soudure, afin d'avoir la variation de la dureté sur l'ensemble des zones comprises entre le métal de base et la zone fondue. Ces mesures ont été effectuées avec un micro-duromètre Leica VMHT et la mesure des diagonales des empreintes a été réalisée avec un objectif de grossissement x 100. Un certain nombre de mesures nous ont permis de choisir les conditions optimisées de l'essai de micro-dureté en prenant en considération la taille des différentes zones de l'assemblage et en essayant de diminuer la dispersion sur les mesures. Nous avons opté pour une charge d'essai de 1,96 N et un temps d'impact de 15s. Une distance de 300 μm a été considérée entre les points d'intersection des diagonales des empreintes successives comme le montre la micrographie de la figure 2.47.

Les empreintes de micro-dureté ont été réalisées à la moitié de l'épaisseur des tôles soudées sur une surface polie et non attaquée chimiquement. Pour chaque position par rapport au centre du cordon, nous avons réalisé trois empreintes et nous avons calculé la valeur moyenne et l'écart type sur la dureté pour chaque position de mesure.

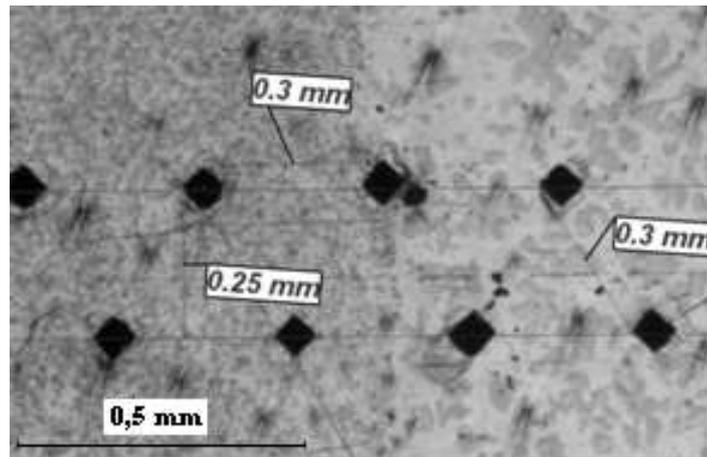


Figure 2.47: Positions des impacts de micro-dureté.

7.1.2. Résultats et discussion

La figure 2.48 présente le profil de micro-dureté mesurer dans le cordon de soudure obtenue par les paramètres de soudage par faisceau laser de l'alliage de magnésium AM60 choisis par l'étude paramétrique. Le graphique donne l'évolution de la micro-dureté Vickers en fonction de la position du point de mesure par rapport au centre du cordon de soudure.

Nous avons relevé une dureté moyenne de 68,7 HV dans la zone fondue et de 58,3 HV dans le métal de base. Ce qui permet de dire que, dans le cas du soudage par faisceau laser de l'alliage AM60 utilisé à l'état brut de fonderie, la micro-dureté augmente dans la zone fondue. Cette augmentation est due principalement au raffinement de la structure obtenue après solidification rapide. Des valeurs similaires ont été trouvées par plusieurs auteurs qui ont travaillé sur le soudage laser des alliages de fonderie à base de magnésium [WEI.98, PAS.00, DAS.04]. Certains d'entre eux pensent que l'accroissement de la micro-dureté peut être dû aussi à une augmentation de la fraction volumique des phases intermétalliques comme la phase $Al_{12}Mg_{17}$ dans la zone fondue.

Dans la zone affectée thermiquement, nous avons enregistré une diminution de la dureté par rapport à la zone fondue. Ce changement correspond à la présence des grains de la phase α -Mg de taille réduite dans cette partie de l'assemblage. Des essais de mesure, avec une charge de 0,49N, nous ont permis de trouver la valeur de $64,4 \pm 0,9$ HV dans cette zone de transition

Nous pouvons remarquer aussi que dans la zone fondue, l'écart en dureté est relativement faible par rapport à celui calculé dans le métal de base. Ce résultat affirme l'homogénéité de la structure dendritique dans la zone fondue. Par contre la présence des deux phases α -Mg et la phase eutectique de duretés différentes, confère au métal de base une dureté fluctuante. En effet de la micro-dureté dans un grain de la phase α , mesurée avec une charge de 0,49 N, est de 50 HV contre 90 HV dans la phase lamellaire eutectique.

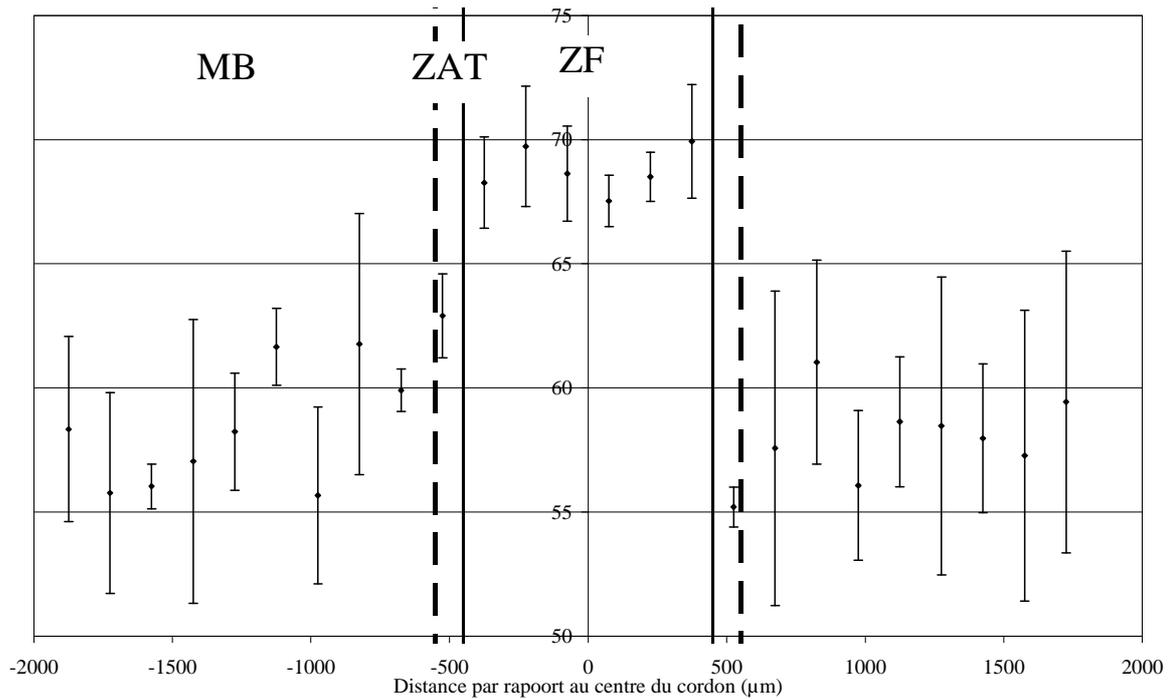


Figure 2.48: Profil de la micro-dureté Vickers dans les pièces soudées par faisceau laser ($P=3000\text{ W}$ - $V=4,2\text{ m/min}$ - $DG=40\text{ l/min}$ - $PF=0$).

7.2. Essai de traction

7.2.1. Méthode expérimentale

Les caractéristiques mécaniques du matériau de base et de la soudure obtenue par les conditions de soudage optimisées ont été déterminées par des essais de traction. Les essais ont été réalisés sur une machine de traction Instron 1185 10t commandée par le programme Merlin. Les éprouvettes utilisées, découpées par jet d'eau dans les plaques en alliage AM60 obtenue par fonderie, ont des dimensions en accord avec celles imposées par ASTM Standard [AST.89] avec section initiale S_0 de 40 mm^2 . La vitesse de traction a été fixée à 4 mm/min . Pour les essais réalisés sur les échantillons soudés, nous avons utilisé les mêmes conditions d'essai en disposant les cordons de soudure perpendiculairement au sens d'allongement comme le montre la figure 2.49.

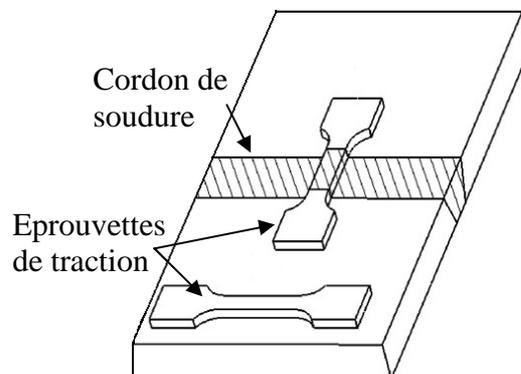


Figure 2.49: Découpage des éprouvettes de traction.

L'essai consiste à soumettre l'éprouvette à un effort de traction jusqu'à la rupture. L'enregistrement de l'effort appliqué F et en fonction de l'extension $\Delta l = L - L_0$ permet de tracer les courbes de traction et déterminer les caractéristiques mécaniques du métal de base et de la soudure.

7.2.2. Résultats et discussion

Les résultats des essais de traction réalisés, à la température ambiante, sur quatre échantillons du métal de base et une soudure sont données par figures 2.50 et 2.51. Ces deux dernières représentent respectivement les courbes conventionnelle $R = f(e)$ et rationnelle de traction $\sigma = f(\varepsilon)$ qui prend en considération le changement de la section au cours de l'allongement.

$$\text{Avec } R = \frac{F}{S_0} \quad e = \frac{L - L_0}{L_0} \quad \sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0}(1+e) \quad \varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln(1+e) \quad (2.4)$$

A partir des courbes conventionnelles, nous avons déterminé la résistance mécanique R_m qui est la résistance maximale de traction, la limite conventionnelle d'élasticité qui caractérise la transition de la zone du comportement élastique et celle plastique et l'allongement maximal après la rupture $A\%$. Le traçage des courbes de traction rationnelles a pour but de quantifier le coefficient d'écroutissage n . Ce dernier a été déterminé pour le métal de base et la soudure (figure 2.53) en appliquant le modèle de Ramberg-Osgood qui modélise la partie parabolique de la courbe rationnelle par :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + K \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.5)$$

Avec σ_0 est la contrainte de référence, ε_0 la déformation de référence, k est une constante du matériau et n le coefficient d'écroutissage.

Comme le montre les photos de la figure 2.52, la rupture de l'assemblage par faisceau laser de l'alliage AM60 est effectuée au niveau de la zone affectée thermique. Au cours du soudage par faisceau laser, cette zone de transition est le siège d'un gradient thermique important qui peut générer, en plus de l'hétérogénéité microstructurale, une hétérogénéité de déformation responsable de l'apparition de contraintes résiduelles.

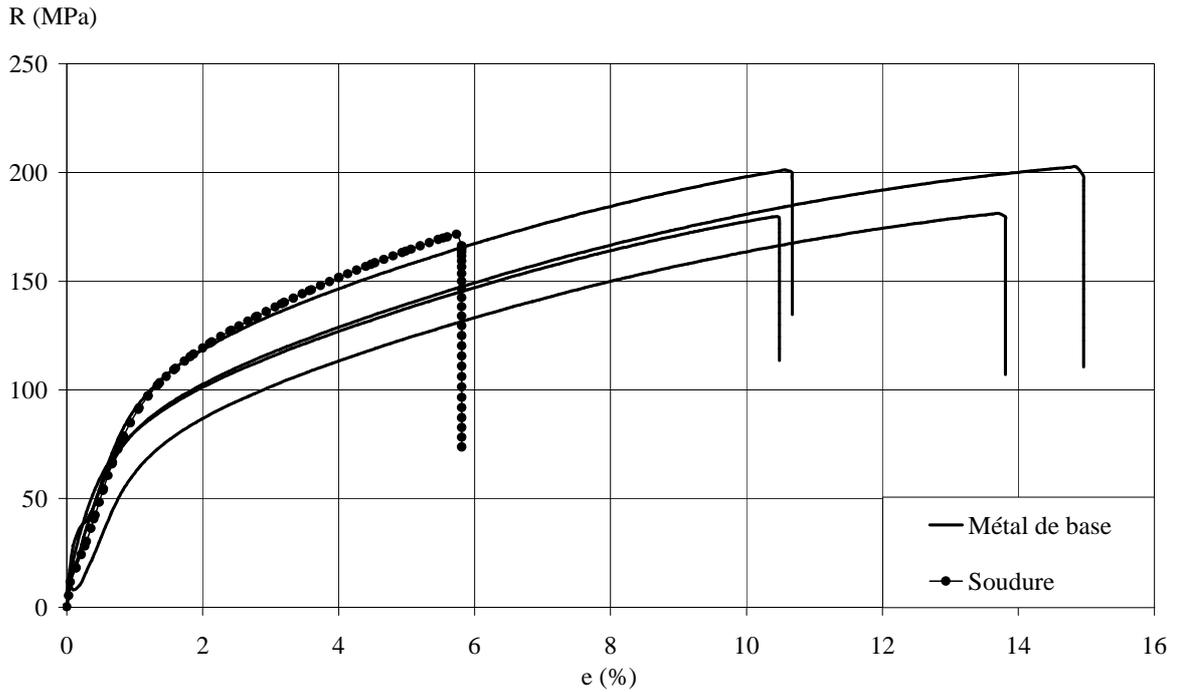


Figure 2.50: Courbes conventionnelles de traction.

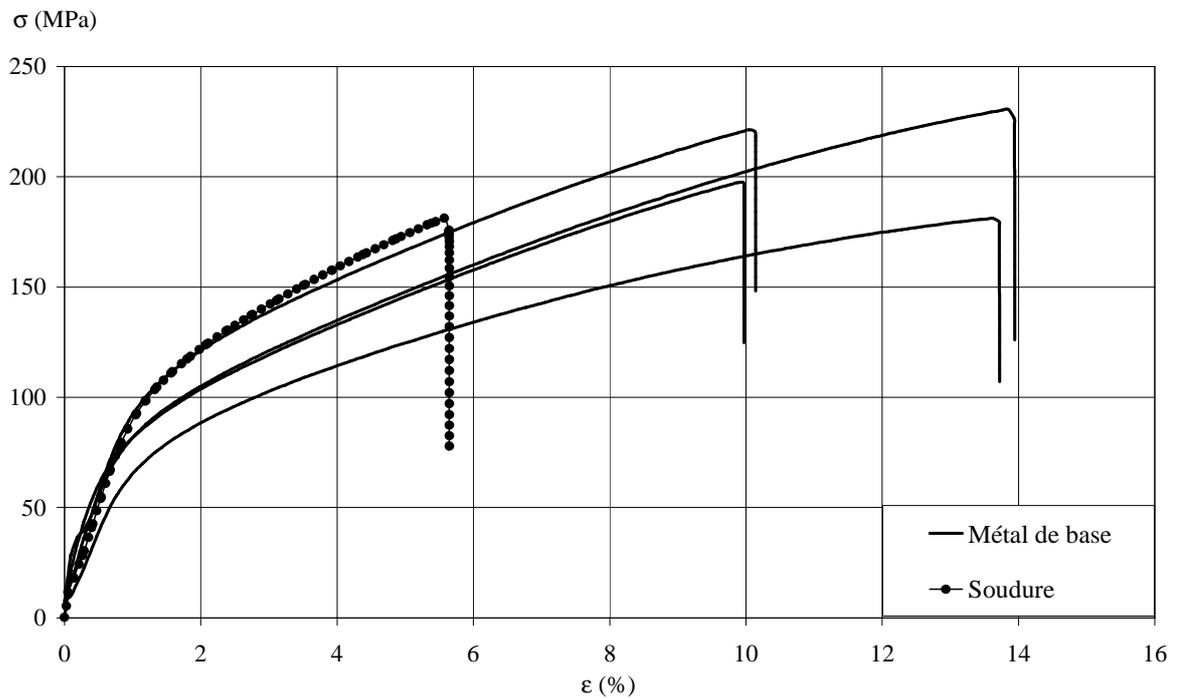


Figure 2.51: Courbes rationnelles de traction.

Une exploitation des différents résultats a permis de comparer les caractéristiques mécaniques dans le métal de base et dans la soudure. En analysant les valeurs données par les figures 2.54 et 2.55 et par le tableau 2.14, nous avons remarqué qu'à la température ambiante:

- les caractéristiques de résistance sont pratiquement les mêmes dans le métal de base et dans la soudure. Une modification de 10% seulement des valeurs de la résistance mécanique et la limite d'élasticité est obtenue dans l'assemblage.
- A% est beaucoup plus faible dans l'éprouvette soudée que dans le métal de base. Nous avons enregistré un allongement moyen de 12,5 % dans le métal de base contre 5,8 % dans la l'éprouvette soudée. Le soudage par faisceau laser a engendré une diminution de 53% de l'allongement maximal avant rupture du matériau.
- le coefficient d'écrouissage n est pratiquement le même dans le métal de base et dans la soudure qui vaut respectivement 0,35 et 0,39.

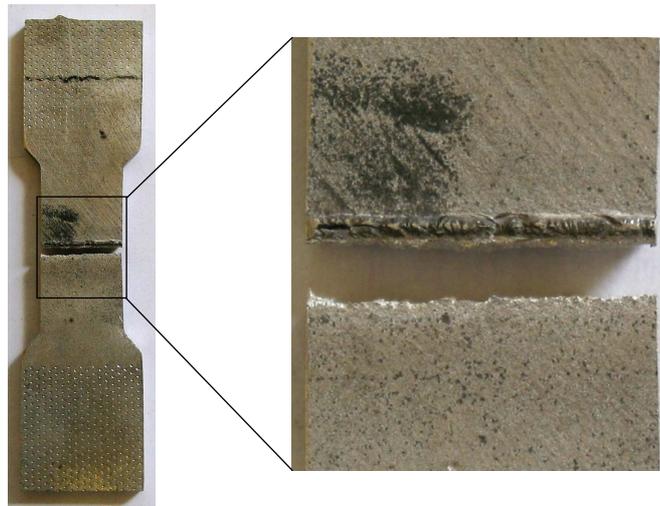


Figure 2.52: Rupture de l'éprouvette de traction découpée dans des pièces soudées.

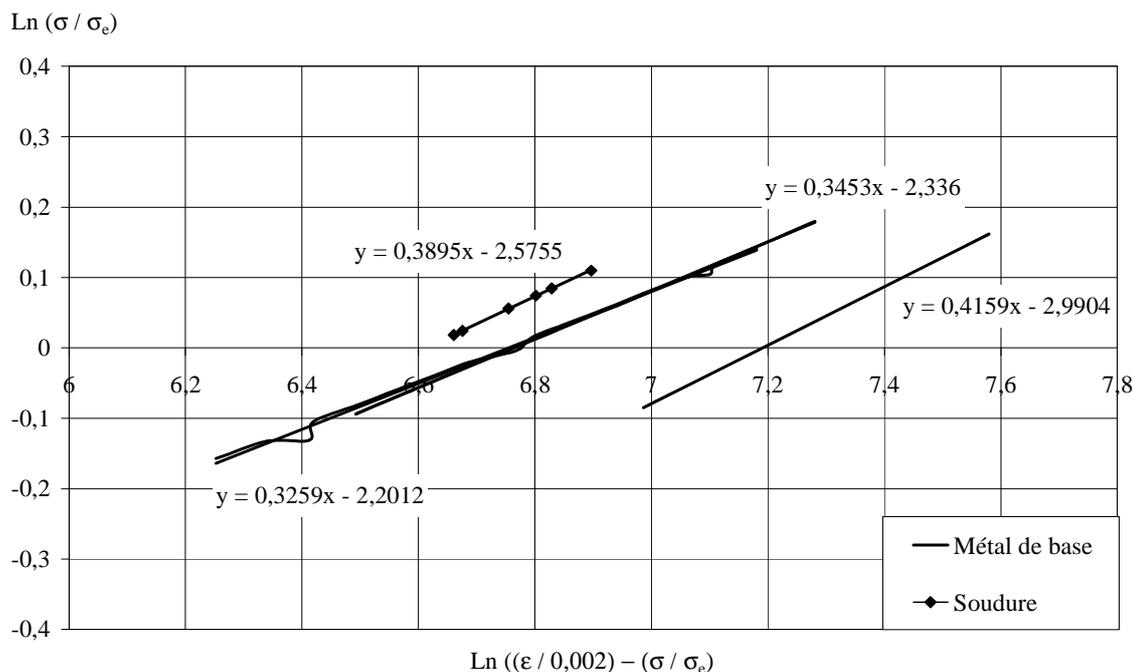


Figure 2.53: Calcul du coefficient d'écrouissage en appliquant le modèle de Ramberg-Osgood.

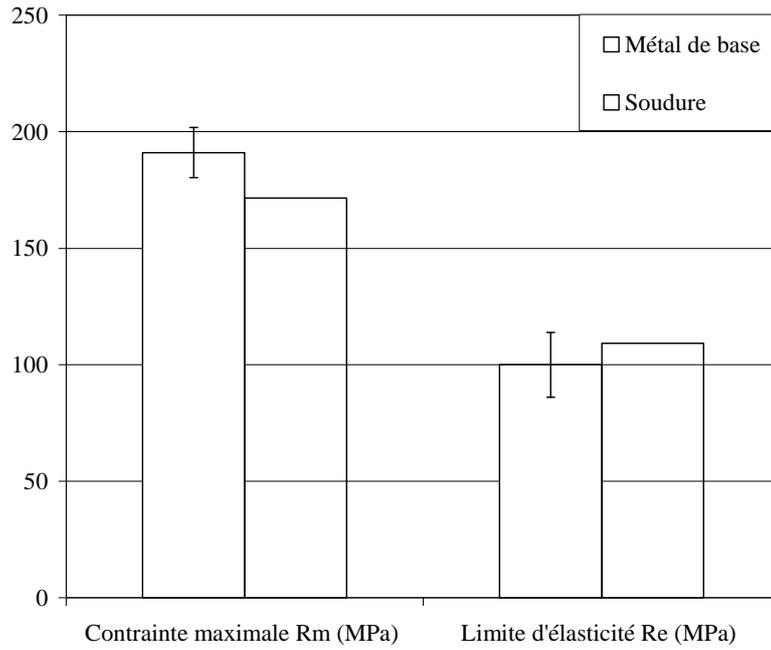


Figure 2.54: Comparaison des résultats des essais de traction : caractéristiques de résistance.

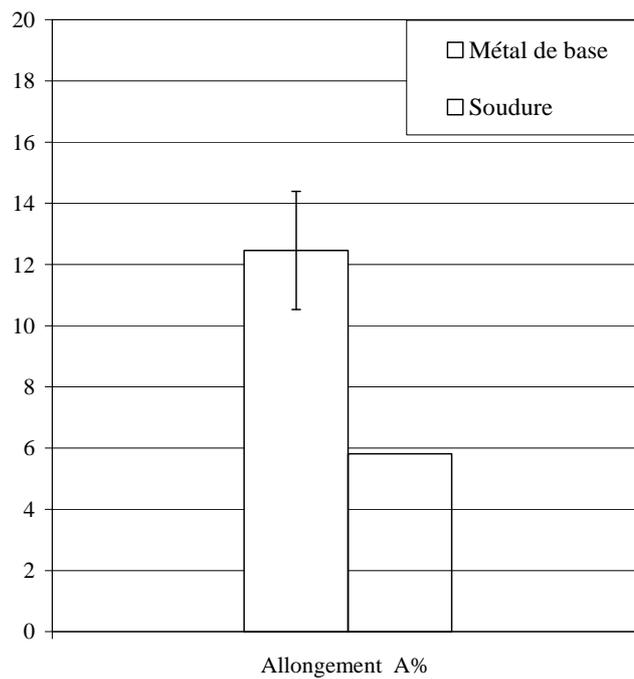


Figure 2.55: Comparaison des résultats des essais de traction : allongement A%.

	Métal de base	Soudure
n	0,36 ±0,03	0,39

Tableau 2.14: Comparaison du coefficient d'écroutissage dans le métal de base et dans la soudure.

Conclusions

L'étude présentée dans ce deuxième chapitre s'intéresse à l'analyse expérimentale du soudage par faisceau laser des plaques en alliage de fonderie à base de magnésium de désignation AM60 de 3mm d'épaisseur. Les résultats obtenus sont résumés dans ce qui suit.

Concernant l'optimisation du processus, le dispositif expérimental conçu permet de réaliser une étude de soudabilité de l'alliage AM60 en utilisant un faisceau laser CO₂ en mode continue. L'étude de l'influence des paramètres technologiques du soudage par faisceau laser sur la qualité et les propriétés dimensionnelles des cordons de soudure est réalisée. Les paramètres étudiés sont la puissance du faisceau, la vitesse de soudage, le débit de gaz de protection et la position du point de focalisation. L'analyse des cordons obtenue a permis de montrer que l'alliage AM60 est soudable par faisceau laser CO₂ et de définir un domaine de soudabilité de cet alliage dans laquelle les premiers paramètres opérationnels (puissance - vitesse) sont fixés à (2500W – 4,2 m/min). En plus, il a été vu que le débit de gaz de protection est un paramètre déterminant pour obtenir un bon cordon de soudure. Mais par contre, pour l'alliage étudié, la position du point focal n'a pas une très grande influence sur la qualité du cordon mais elle influe sa largeur.

A l'issue de l'étude paramétrique, une série d'analyses thermique, métallurgique et mécanique ont été réalisées sur le cordon de soudure obtenu par les paramètres optimisés du soudage par faisceau laser CO₂ de l'alliage AM60. Les conclusions suivantes ont été tirées :

- Le soudage par faisceau laser des alliages de magnésium induit des transformations microstructurales. La composition chimique et la nature des phases présentes dans des différentes zones de la soudure ont été déterminé ;
- La dureté de la zone fondue est plus importante que celle du le métal de base ;
- Après soudage, les caractéristiques de résistance ne changent pas considérablement ;
- L'assemblage par faisceau laser est moins ductile que le métal de base ;
- Les méthodes d'analyses par diffraction des rayons x classique présentent quelques limitations pour l'étude des caractéristiques du cordon de soudure ;

CHAPITRE III : Étude Numérique du soudage laser des alliages de magnésium

Introduction

Dans ce chapitre, nous allons présenter l'étude numérique développée pour l'analyse du comportement thermique et mécanique des plaques minces en alliages de magnésium soudées par faisceau laser. Nous proposons de développer une simulation quatre dimensions : trois dimensions spatiales et le temps. A travers un calcul transitoire non linéaire sur un code de calcul par éléments finis Cast3M, nous proposons deux modèles découplés mais complémentaires qui permettent de suivre l'histoire thermique et puis mécanique des tôles de 3 mm d'épaisseur soudées par faisceau laser.

L'analyse numérique du comportement thermique présentée repose sur la modélisation de phénomènes physiques très complexes mis en jeu au cours de l'interaction laser-matière. Un certain nombre d'hypothèses que nous allons exposer au début de ce chapitre doivent nous permettre d'approcher numériquement l'évolution de l'état thermique durant le soudage. Une confrontation des résultats numériques avec des mesures expérimentales de l'évolution de la température en fonction du temps assurera la validation de ce premier modèle.

Dans la dernière partie de ce chapitre, nous allons présenter l'étude numérique du comportement mécanique au cours du soudage. Cette étude aura pour objectif de déterminer l'évolution des contraintes et des déformations au cours du traitement, la distribution des contraintes résiduelles après refroidissement et la déformée finale des pièces soudées.

1. Outils de simulation numérique

1.1. Choix du code de calcul numérique et démarche suivie

Le choix du code de calcul numérique dépend de différentes considérations entre autres: le temps de calcul, les outils de simulation numérique à disposition, les méthodes de résolution disponible dans le code...

Dans le cadre de notre travail, nous avons opté pour l'utilisation de la méthode des éléments finis. Cette méthode offre la possibilité de résoudre les équations aux dérivées

partielles en prenant en compte plusieurs non-linéarités. En plus, moyennant une modélisation réaliste, elle est parfaitement applicable pour l'analyse des phénomènes physiques avec une évolution temporelle comme ceux présents au cours du soudage par faisceau laser.

Plusieurs codes de calcul industriel (SYSWELD, ABAQUS, ANSYS...) utilisent la méthode des éléments finis pour la résolution numérique des problèmes thermiques et mécaniques des procédés de soudage. Dans notre travail, nous avons utilisé Cast3M : c'est un code de calcul par éléments finis développé par le Département de Mécanique et Technologie (DMT) du Commissariat à l'Energie Atomique (CEA). La principale particularité de ce code est la souplesse de son langage de programmation (GIBIANE) qui donne la possibilité d'introduire sa propre démarche de calcul et d'instaurer le schéma de résolution appropriés au type du problème à résoudre. En plus, dans le cas des procédés de soudage, le déplacement des sources de chaleur nécessite le développement d'un modèle spécifique permettant l'application d'un chargement et des conditions aux limites mobiles.

Une analyse numérique effectuée à l'aide de la méthode des éléments finis sur Cast3M peut se scinder en deux phases successives. L'organigramme de la figure 3.1 présente la logique adoptée pour l'étude numérique des problèmes physiques sur Cast3M. Cette démarche sera suivie pour le développement des modèles de simulation du comportement thermique et celui mécanique.

Plusieurs articles [PAS.97a, PAS.97b, PAS.97c, PAS.99a, PAS.99b, FIC.98,@CAS] ont été consultés pour pouvoir comprendre le fonctionnement du logiciel de calcul, utiliser correctement les procédures proposées par le code et construire le modèle correspondant à l'analyse envisagée : géométrique, thermique ou mécanique.

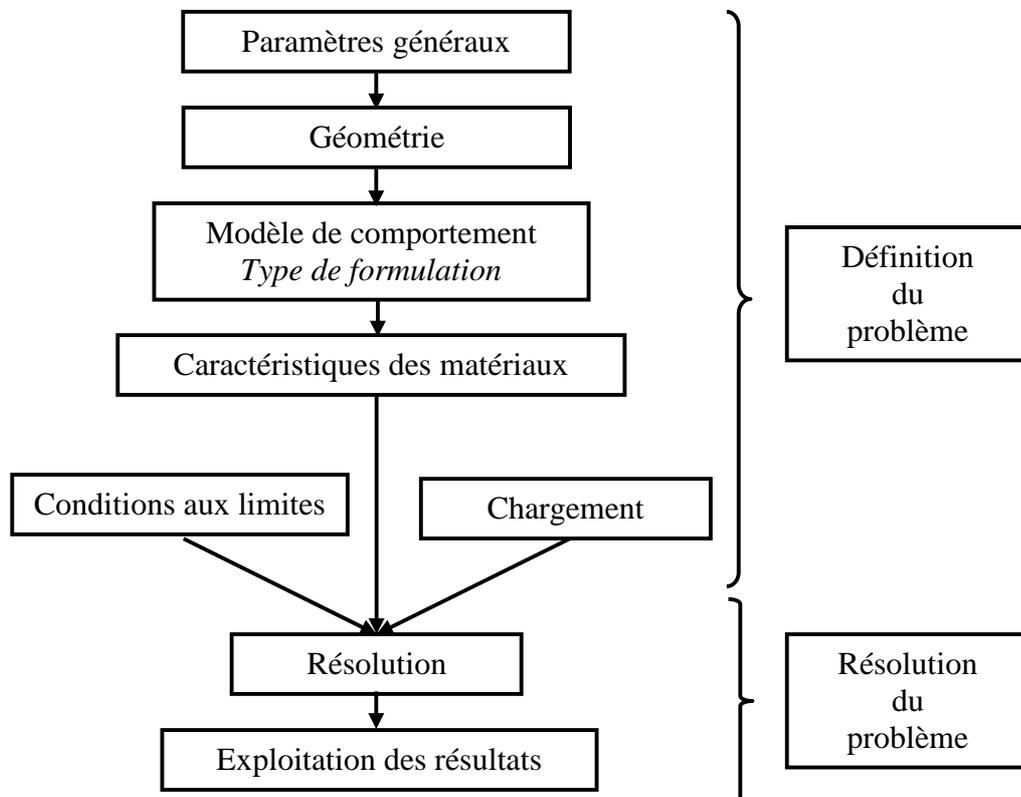


Figure 3.1: Logique adoptée par Cast3M.

1.2. Calcul transitoire non linéaire sur Cast3M

Comparée aux différentes méthodes présentées dans la dernière partie du chapitre bibliographique, l'analyse transitoire tridimensionnelle permet de réaliser une simulation plus réaliste puisqu'elle prend en considération les trois paramètres de l'espace et le paramètre temps. Pour étudier les conséquences thermiques et mécaniques du procédé de soudage par faisceau laser, nous avons construit des modèles de simulation numérique basés sur une analyse transitoire non linéaire où le temps intervient explicitement et tous les paramètres peuvent dépendre de la température. La résolution de type de problème sur le code calcul Cast3M est possible en utilisant la procédure PASAPAS [BESS.02, BEN.03].

En thermique, cette procédure donne la possibilité de résoudre l'équation de la chaleur en régime transitoire non linéaire en tenant compte de la conduction, de la convection et du rayonnement. Les propriétés peuvent être introduites en fonction de la température ou du temps. Plusieurs schémas numériques sont intégrés dans le logiciel sous forme de procédure. En mécanique, la procédure PASAPAS permet d'effectuer des calculs non linéaires incrémentaux. La non-linéarité peut provenir du comportement du matériau (plasticité), des grands déplacements ou des deux à la fois. En plus cette procédure offre la possibilité d'introduire un chargement thermique variable dans le temps.

2. Hypothèses de la simulation

Étant donné la complexité des phénomènes physiques au cours du soudage par faisceau laser et le nombre important de paramètres intervenant dans la simulation, nous avons adopté certaines hypothèses simplificatrices pour le développement des modèles de simulation du comportement thermique et mécanique au cours du soudage laser des alliages de magnésium :

- Le domaine d'étude est réduit à la moitié de l'assemblage vue la symétrie du cordon de soudure par rapport à la surface de contact des deux pièces à souder. Une seule pièce sera maillée et le même maillage est utilisé pour l'étude numérique du comportement thermique et puis mécanique.
- Pour la simulation du comportement thermique,
 - Le contact entre les deux pièces à souder est supposé parfait. Une condition aux limites de paroi adiabatique est imposée sur la surface de contact des deux pièces à assembler.
 - Le faisceau se déplace, par rapport à la pièce, à une vitesse constante V qui a été définie expérimentalement.
 - Dans le cas du soudage par faisceau laser des plaques en alliage de magnésium de faible épaisseur, la zone fondue a la même largeur sur toute l'épaisseur de la tôle ce qui nous a permis d'adopter l'hypothèse d'un keyhole de forme cylindrique de diamètre égal au diamètre du faisceau laser.
 - L'apport énergétique du plasma est introduit sur une surface de dimension proche de la largeur de la zone fondue.

- La répartition de la puissance est supposée uniforme dans le keyhole.
- Le comportement thermique est supposé isotrope.
- Dans le cadre de ce travail, les effets énergétiques dus au changement d'états physique (liquide/solide – solide/liquide) ne sont pas pris en considération dans la modélisation du comportement thermique au cours du soudage par faisceau laser. Nous estimons que l'échange de chaleur dû à la fusion et la solidification de l'alliage est faible devant la densité de puissance introduite par le faisceau laser lors de son interaction avec la matière (10^6 W/cm^2).
- Pour la simulation du comportement mécanique au cours du soudage nous avons considéré que le chargement est purement thermique.

3. Discrétisation spatiale – Maillage tridimensionnel

Nous envisageons de réaliser un calcul thermomécanique transitoire du procédé de soudage par faisceau laser. Le modèle géométrique est introduit sous forme d'un maillage tridimensionnel qui sera utilisé pour le calcul thermique et puis mécanique. Puisque la source de chaleur est mobile, la construction du maillage va dépendre de la géométrie et de la taille du faisceau laser ainsi que de sa vitesse de défilement. Etant donnée la symétrie du problème, seule la moitié de l'assemblage a été maillée. Les dimensions de celle-ci sont celles utilisées pour la réalisation expérimentale du soudage.

Le maillage est construit à partir de l'assemblage de trois domaines comme le montre La figure 3.2a.

- Le domaine Ω_e : c'est la partie du maillage qui représente le voisinage de la source de chaleur. Il est de largeur 0,6 mm. Le maillage construit est très fin et les dimensions des éléments de maillage dépendent de la dimension du keyhole et de la vitesse de soudage. Le diamètre du keyhole est approximé à celui du faisceau laser au point de focalisation et la vitesse de soudage est celle déterminée expérimentalement, soient respectivement 400 μm et 4,2m/min. La construction de cette partie du maillage consiste à assembler des volumes élémentaires créés d'une manière itérative (figure 3.2b). Nous avons utilisé des boucles REPETER pour la construction des points, des lignes et des surfaces au niveau du volume de l'application de la source de chaleur.
- Le domaine Ω_1 : le maillage est moins fin et sa construction est faite par un maillage de densité variable de largeur 10 mm.
- Le domaine Ω_2 : dans cette partie, de largeur 30 mm, le gradient de température est faible et donc le maillage construit est grossier.

Les paramètres utilisés pour la construction du maillage sont donnés dans le tableau 3.1. L'organigramme de la figure 3.3 présente les étapes de construction du modèle géométrique avec un nombre de points (np) égale à 150 et une maille élémentaire de taille 0,2 \times 0,2 \times 1 mm³. Le maillage de la figure 3.4, construit par des éléments cubiques à 8 nœuds et des éléments quadratiques à 4 nœuds, est discrétisé en 17100 éléments pour 24080 nœuds.

Nous tenons à préciser que, pour le choix des différentes caractéristiques du maillage (taille de la maille, nombre de nœud dans l'épaisseur), nous avons pris en considération :

- La réduction du temps de calcul ;
- La continuité des valeurs calculées ;
- La possibilité de la résolution numérique en terme d'espace mémoire ;
- La nécessité d'un maillage affiné près de la source laser ;
- Les dimensions de la pièce.

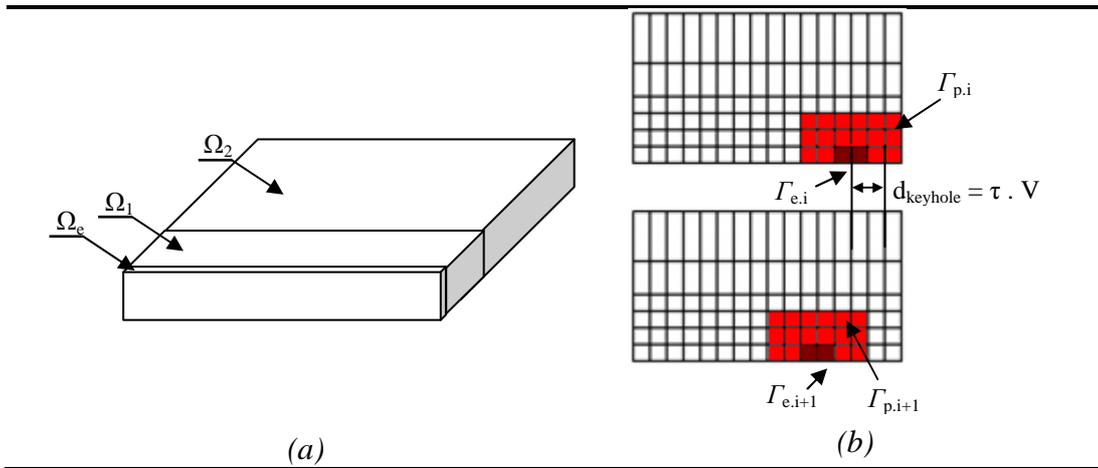


Figure 3.2: (a) Construction du modèle géométrique. (b) Maillage au voisinage du keyhole.

Paramètres	Valeur	Unité
Dimensions des plaques soudées		
Longueur L	60	mm
Largeur l	40	mm
Epaisseur e	3	mm
Vitesse du soudage V	4,2	m/min
Dimension du faisceau d	400	μm
Nombre de position np	150	

Tableau 3.1: Paramètres du modèle géométrique.

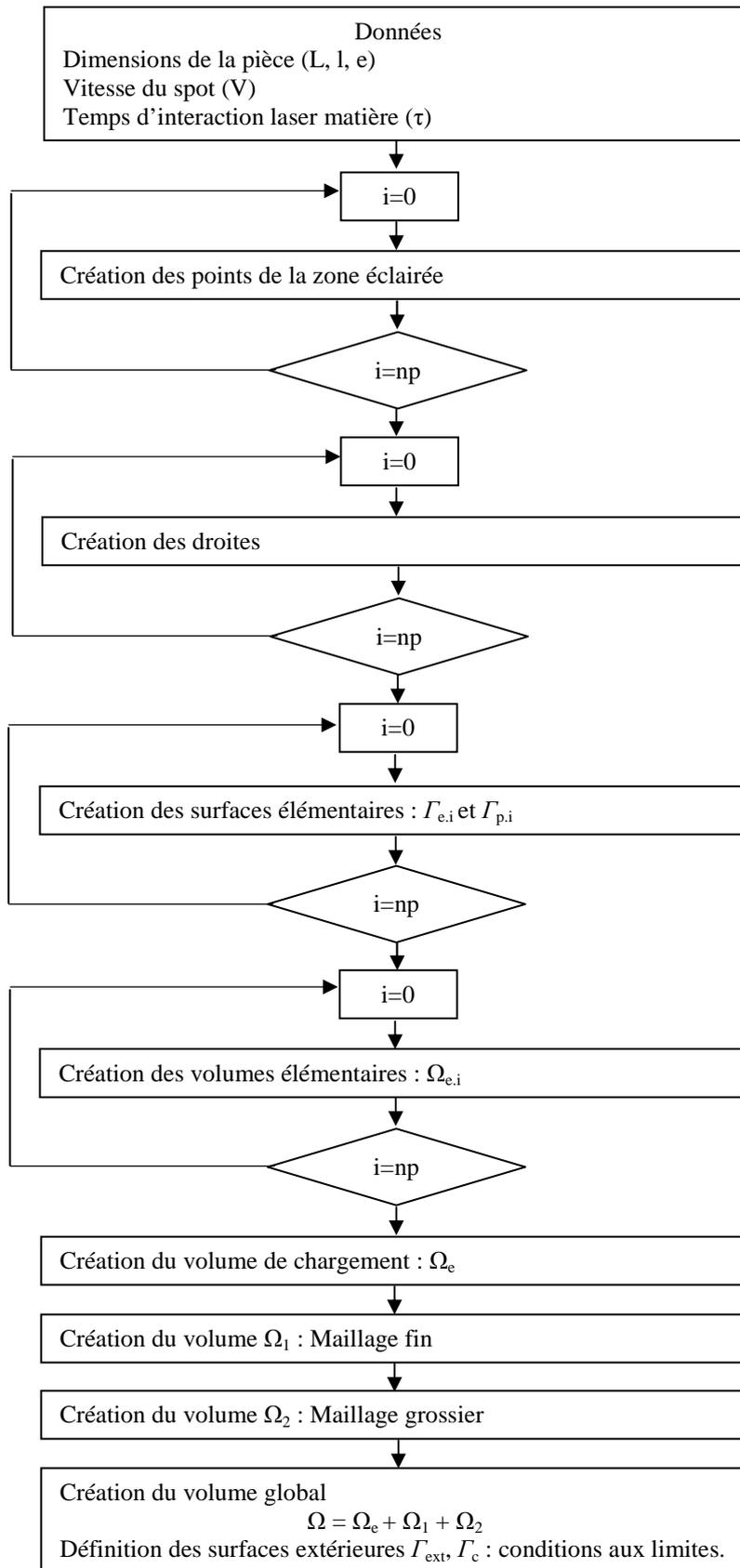


Figure 3.3: Diagramme de construction du maillage.

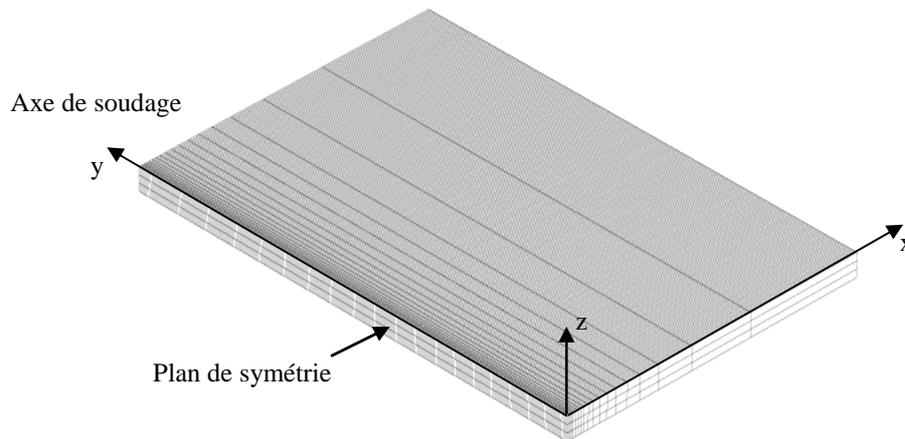


Figure 3.4: Maillage de la pièce adopté pour la simulation du comportement thermique et mécanique.

4. Etude du comportement thermique

4.1. Modélisation du comportement thermique

4.1.1. Bilan énergétique au cours du soudage laser

La simulation du comportement thermique au cours du soudage par faisceau laser repose sur la modélisation du bilan énergétique des pièces à souder, schématisé par la figure 3.5. Au cours du soudage, nous avons :

- Un apport énergétique au niveau du domaine Ω_e . Dans cette partie de la pièce, directement affectée par le faisceau laser, l'apport de chaleur est modélisé par une source de chaleur volumique qui se déplace à une vitesse V suivant l'axe y .
- Un apport énergétique sur la surface $\Gamma_{p,i}$ qui modélise l'action du plasma au cours du soudage par faisceau laser.
- Un transfert de chaleur par conduction dans la pièce modélisée par le volume Ω .
- Un transfert d'énergie par convection sur la surface extérieur de la pièce Γ_{ext} . Ce qui impose la prise en compte d'une condition aux limites de convection pour résoudre l'équation de la chaleur.
- Des pertes d'énergie par rayonnement au niveau de la surface $\Gamma_{e,i}$ éclairée par le faisceau laser.
- Un flux nul sur la surface de contact des deux pièces à assembler.

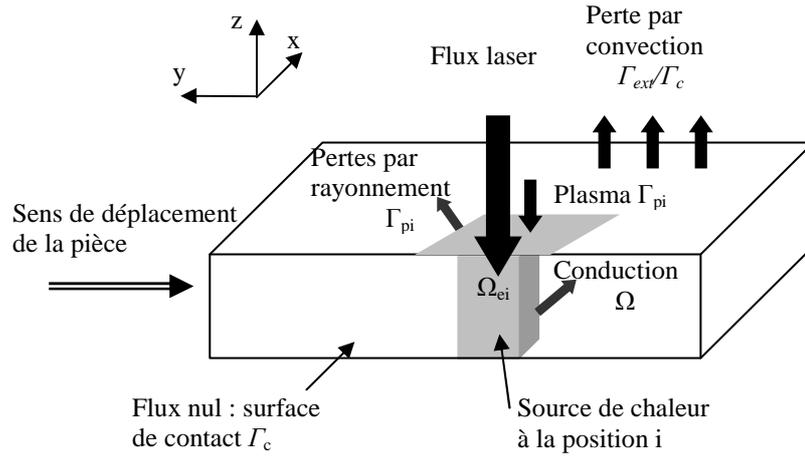


Figure 3.5: Bilan énergétique au cours du soudage par faisceau laser.

4.1.2. Formulation mathématique du problème thermique

La résolution de l'équation de la chaleur en régime transitoire non linéaire avec une source de chaleur mobile par le code de calcul par éléments finis CAST3M permet la détermination de l'évolution spatio-temporelle de la température dans les pièces soudées. Au cours du soudage laser, nous avons modélisé deux phases du traitement.

- **Phase de soudage** : l'apport d'énergie correspond à la densité de puissance fournie par le faisceau laser lors de son interaction avec la surface de la pièce et celle introduite par le plasma. la résolution de l'équation de la chaleur en régime transitoire non linéaire, donné par l'équation 3.1, est alors appliquée pour chaque position de la source de chaleur et permet de donner la valeur de la température en tout point de la pièce et à chaque instant du traitement.

$$\frac{\partial \rho(T)C(T) T(x_i, t)}{\partial t} - \text{div} (\lambda(T) \text{grad} T(x_i, t)) - Q = 0 \quad \text{sur } \Omega \quad (3.1)$$

Durant cette phase du traitement, les conditions aux limites correspondent aux flux de pertes de chaleur par convection naturelle à l'air au niveau de la surface extérieure de la pièce (équation 3.2) et celles par rayonnement sur la surface éclairée par le laser (équation 3.3). La source de chaleur surfacique modélisant l'action du plasma est introduite comme condition aux limites appliquée sur la surface $\Gamma_{p,i}$. Au niveau de la surface de contact, nous avons imposé une condition aux limites de surface adiabatique donnée par l'équation 3.4.

$$\lambda(T) (\text{grad} T(x_i, t))_{\text{surface}} + h (T(x_i, t) - T_{\infty}) = 0 \quad \text{sur } \Gamma_{\text{ext}} \setminus \Gamma_c \quad (3.2)$$

$$\lambda(T) (\text{grad} T(x_i, t))_{\text{surface}} + \varepsilon \sigma (T(x_i, t)^4 - T_{\infty}^4) = q \quad \text{sur } \Gamma_{p,i} \quad (3.3)$$

$$\lambda \text{grad} T(x_i, t) = 0 \quad \text{sur } \Gamma_c \quad (3.4)$$

La condition initiale est la température de la pièce avant le début du soudage qui est la température ambiante (équation 3.5).

$$T(x_i, 0) = T_0 \quad \text{à } t = 0 \quad (3.5)$$

- **Phase de refroidissement** : Après le défilement du spot laser, la pièce se refroidit à l'air libre. Dans ce cas, la source de chaleur produite par le faisceau laser sera annulée et la température est déterminée en résolvant l'équation 3.6.

$$\frac{\partial \rho(T) C(T) T(x_i, t)}{\partial t} - \text{div} (\lambda(T) \text{grad } T(x_i, t)) = 0 \quad \text{sur } \Omega \quad (3.6)$$

Les conditions de limites en absence de la source de chaleur sont des conditions de convection sur la surface extérieure de la pièce (équation 3.7) et un flux nul sur la surface de contact des pièces à souder (équation 3.8).

$$\lambda(T) (\text{grad } T(x_i, t))_{\text{surface}} + h (T(x_i, t) - T_\infty) = 0 \quad \text{sur } \Gamma_{\text{ext}} \setminus \Gamma_c \quad (3.7)$$

$$\lambda \text{grad } T(x_i, t) = 0 \quad \text{sur } \Gamma_c \quad (3.8)$$

Pour la phase de refroidissement, nous considérons comme condition initiale le champ de température dans la pièce à la fin de la phase de soudage (équation 3.9).

$$T(x_i, t) = T_{np} \quad \text{à } t = t_{r0} \quad (3.9)$$

4.1.3. Modélisation de la source de chaleur

La modélisation de la source de chaleur est un paramètre clé dans la simulation des procédés de soudage. Dans le cas du soudage par faisceau laser, nous considérons que l'apport énergétique est transmis à travers le keyhole qui représente une source volumique interne de chaleur.

Pour choisir la forme géométrique de cette source, nous nous sommes basés sur les observations macroscopiques réalisées sur les cordons de soudure obtenus expérimentalement. Les macrographies des différents cordons obtenus par les paramètres de soudage acceptables, présentés dans le paragraphe 2.3 du deuxième chapitre, montre que la largeur de la zone fondue est presque identique sur toute l'épaisseur des plaques soudées. Ce résultat est aussi présent dans d'autres travaux publiés sur le soudage laser des alliages de magnésium [DHA.02, WEI.98]. Ce résultat expérimental, nous a permis d'adopter une source de chaleur volumique de forme cylindrique définie par l'équation 3.10.

$$Q = \frac{P_{ak}}{V_{\text{keyhole}}} = \frac{P_{ak}}{e \left(\frac{\pi d_{\text{keyhole}}^2}{4} \right)} \quad (3.10)$$

Avec P_{ak} la puissance absorbée au niveau du keyhole de volume V_{keyhole} .

En plus de la source volumique, nous avons réalisé des simulations en introduisant comme source de chaleur supplémentaire, l'énergie transmise à la pièce par le plasma. La source de chaleur est une densité de puissance surfacique donnée par l'équation 3.11.

$$q = \frac{P_{ap}}{S_{plasma}} \quad (3.11)$$

Avec P_{ap} la puissance absorbée par la surface affectée par le plasma S_{plasma} .

4.2. Simulation numérique du comportement thermique

4.2.1. Paramètres de simulation

Pour le développement du modèle de simulation du comportement thermique au cours du soudage laser, nous avons défini les lois de comportement dans les différentes parties de la pièce, le chargement appliqué pour chaque mode de transfert et les caractéristiques du matériau correspondantes à chaque comportement.

4.2.1.1 Lois de comportement

Suivant le type d'échange thermique, les lois de comportement considérés pour la construction du modèle thermique sont :

- Un comportement thermique isotrope, définie sur le volume Ω et traduit le mode de transfert de chaleur par conduction dans la pièce. La définition de ce comportement nécessite la connaissance de l'évolution des propriétés thermo-physiques du matériau (conductivité thermique, masse volumique et chaleur spécifique) en fonction de la température. Ces évolutions seront présentées dans le paragraphe 4.2.1.2.
- Un comportement en convection: pour définir le transfert d'énergie par convection naturelle sur la surface extérieure de la pièce, nous avons introduit le coefficient d'échange h , considéré comme indépendant de la température, et qui doit traduire l'échange de chaleur avec l'air en convection libre. Sa valeur a été fixée à $5 \text{ W/m}^2\text{°C}$.
- Un comportement en rayonnement: pour traduire les pertes par rayonnement, nous avons la possibilité de définir dans la table de calcul par la procédure PASAPAS, les conditions de rayonnement qui sont l'émissivité de la surface extérieure. Cette caractéristique a été prise de [ENG, TRA.01] et sa valeur numérique est de 0,2.

4.2.1.2 Propriétés matérielles

Un paramètre déterminant pour la simulation du comportement thermique est la dépendance des propriétés thermo-physiques du matériau soudé de la température. Le soudage par faisceau laser induit un important gradient de température, d'une part entre les différentes parties de la pièce, notamment au voisinage de la source de chaleur, et d'autre part entre le début et la fin du traitement. D'où la nécessité d'introduire la masse volumique ρ , de la conductivité thermique λ et de la chaleur massique C en fonction de la température. Une recherche bibliographique sur les travaux réalisés en vue de mesurer ces

caractéristiques, nous a permis d'introduire, dans le modèle de simulation, les propriétés du matériau en fonction de la température.

Dans leur travaux, Rudajevova & al [RUD.03] ont déterminé l'évolution de la conductivité thermique d'un certain nombre d'alliages de magnésium, en fonction de la température jusqu'à 400°C. Michailov & al [MIC.03] ont utilisé l'évolution en fonction de la température de la conductivité thermique pour la simulation du soudage MIG de l'alliage AZ61. Et enfin, Touloukan [TOU.67] a donné les variations de la conductivité thermique de l'alliage AZ31 jusqu'à une température de 350°C. En confrontant les différentes évolutions (figure 3.6), nous avons remarqué que les valeurs de cette caractéristique sont pratiquement identiques pour les différents alliages. Dans notre analyse numérique, nous avons utilisé l'évolution de la conductivité thermique proposée par Michailov & al [MIC.03].

Des évolutions, en fonction de la température, de la chaleur spécifique ont été donné par [RUD.03] et [TOU.67] respectivement pour les alliages AM60 et AZ31. La figure 3.7 donne les valeurs publiées en fonction de la température. En ce qui nous concerne nous avons utilisé une combinaison des deux évolutions pour introduire la chaleur spécifique du matériau en fonction de la température.

Concernant la masse volumique, seules les valeurs jusqu'à 200°C données par la figure 3.8, ont été publiées dans les travaux de Rudajevova & al [RUD.03]. Pour cette raison nous avons extrapolé la valeur de cette caractéristique jusqu'à la température de fusion et nous l'avons maintenue constante au-delà de cette température.

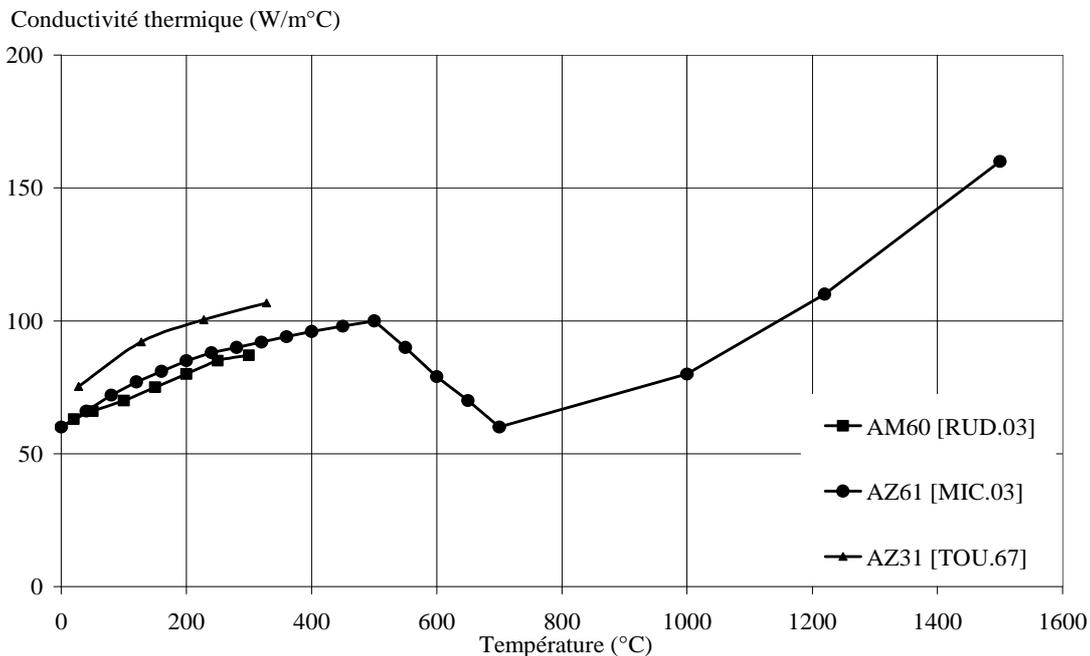


Figure 3.6: Evolution de la conductivité thermique en fonction de la température.

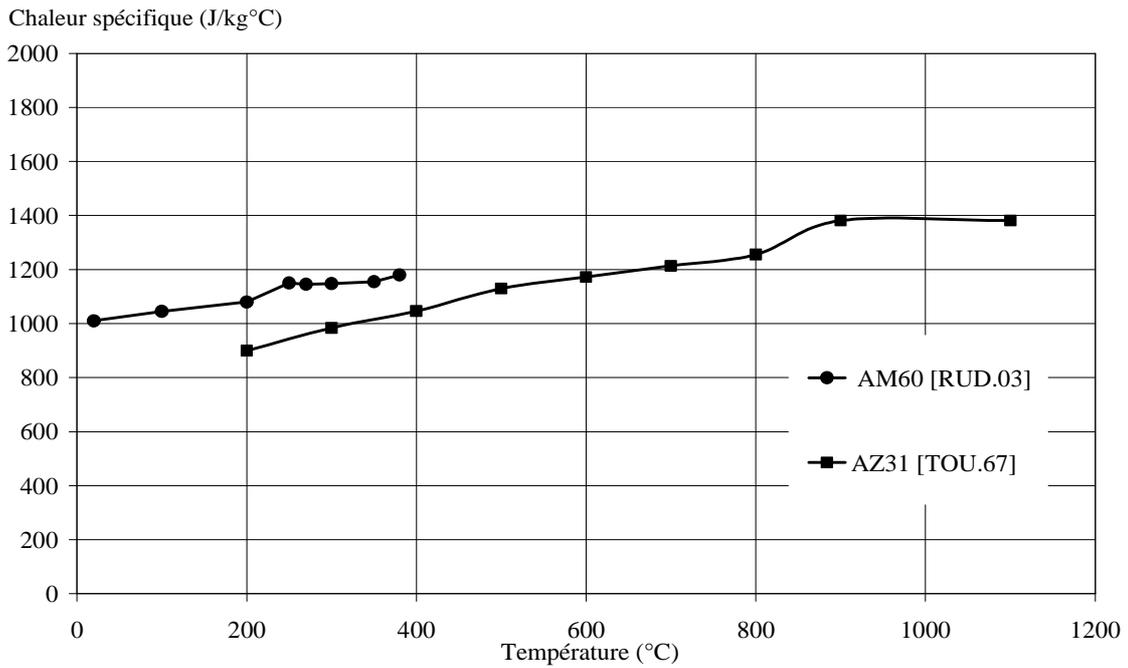


Figure 3.7: Evolution de la chaleur spécifique de quelques alliages de magnésium.

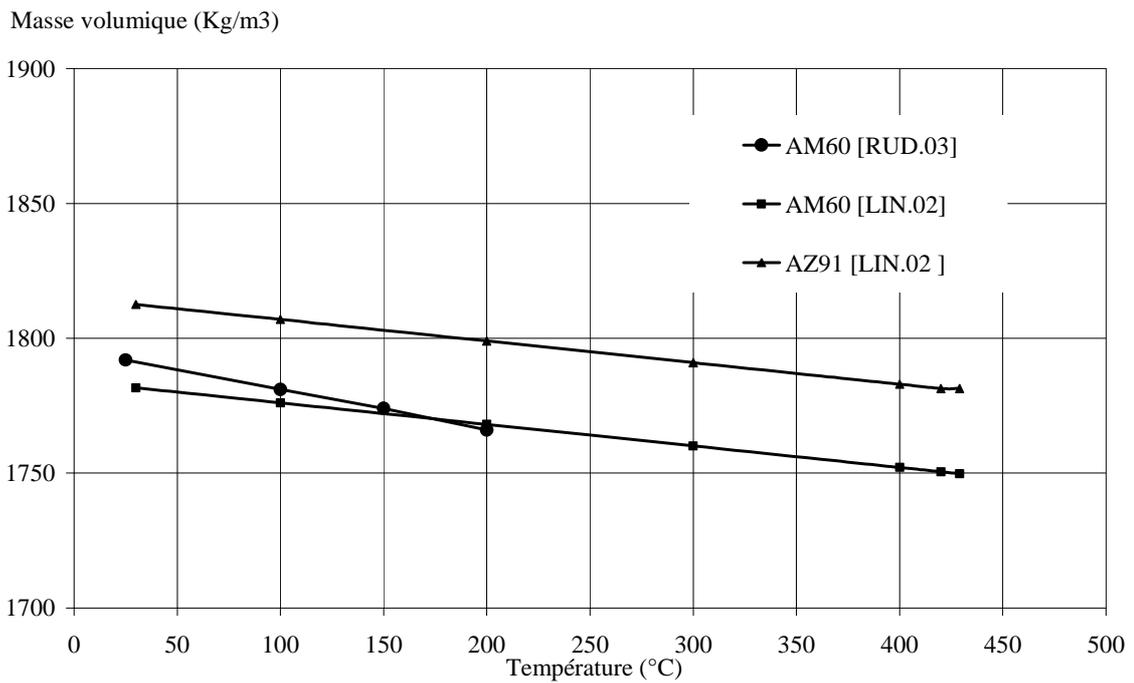


Figure 3.8: Evolution de la masse volumique des alliages de magnésium en fonction de la température.

4.2.1.3 Chargement

Le chargement imposé est une source de chaleur volumique mobile qui a été définie par l'opérateur 'SOURCE' développé sur Cast3M. La valeur numérique de celle-ci exprimée en W/m^3 correspond à la densité de puissance dans le keyhole qui transmet l'énergie thermique à l'intérieur de la pièce.

Pour avoir création du keyhole, la densité de puissance nécessaire est de l'ordre de 10^{10} W/m². Elle dépend des dimensions du keyhole et de la puissance transmise à l'intérieure de la pièce (équation 3.10). Du fait de la complexité et de la diversité des phénomènes physiques mis en jeu au cours de l'interaction laser-matière, il est très difficile de déterminer le diamètre exact du keyhole et les valeurs des puissances absorbées au cours du soudage. Pour cette raison, les valeurs numériques des différents paramètres définis par la modélisation de la source de chaleur, ont été choisies :

- en fonction des résultats expérimentaux : la valeur du diamètre de keyhole est approximée au diamètre du faisceau laser utilisé et les dimensions de la surface affectée par le plasma sont proches de la largeur endroit de la zone fondue. Ces deux paramètres ont été fixés respectivement à 0,4 mm et 1,2 mm.
- par un calage des résultats numériques sur des résultats expérimentaux par la confrontation de la taille de la zone fondue.

4.2.1.4 Condition initiale et conditions aux limites

La condition initiale imposée pour la simulation du comportement thermique est la température de la pièce avant l'assemblage. Nous avons choisi, comme condition thermique initiale, la température enregistrée avant le démarrage du soudage durant les expérimentations réalisées pour la mesure de température par les thermocouples et présentés au paragraphe 3 du deuxième chapitre. La température initiale dans la pièce est de 30°C. Les conditions aux limites correspondent à :

- deux flux surfaciques définis par l'opérateur 'FLUX'. Le premier est nul et caractérise la condition de surface adiabatique sur la surface de contact des deux pièces à souder. Le deuxième représente l'apport énergétique du plasma.
- la température à l'infinie T_{∞} qui est nécessaire pour imposer les conditions de pertes par convection et par rayonnement. Elle correspond à la température ambiante à la quelle nous avons réalisé les expérimentations de soudage soit 30°C.

4.2.1.5 Discrétisation temporelle

Le pas de temps choisi durant la phase de soudage dépend du temps d'interaction laser-matière. Celui-ci, donné par la formule 3.12, dépend de la vitesse de soudage et des dimensions du faisceau laser. Nous avons réalisé plusieurs simulations en changeant le pas de temps de calcul np_s pour chaque position du faisceau laser. Nous avons retenu le pas de temps à partir duquel la solution devient stable soit $\Delta t_s = 0,0007125$ s. Les résultats donnés par le tableau 3.2 sont ceux obtenus par une simulation considérant une source de chaleur volumique modélisant le keyhole.

$$\tau = np_s \Delta t_s = \frac{d}{V} \quad (3.12)$$

Durant la phase de refroidissement, le pas de temps est variable. Au début du refroidissement, puisque le gradient de température est encore important, nous avons

imposé le même pas de temps utilisé dans la phase de soudage. Et puis dans le but de diminuer le temps de calcul, nous avons augmenté le pas de temps à 0,1s.

np_s	1	2	4	8	16	32
Pas de temps de calcul dans la procédure PASAPAS (ms)	5,7	2,85	1,425	0,7125	0,35625	0,178125
Température maximale (°C)	938	1160	1030	1100	1100	1100

Tableau 3.2: Influence du pas de temps sur les résultats du calcul thermique.

4.2.2. Résolution numérique

Pour la résolution numérique du comportement thermique sur Cast3M, nous avons utilisé la l'opérateur « PASAPAS ». Celui-ci permet de faire des calculs transitoires non linéaires incrémentaux tout en tenant compte de la conduction, de la convection et du rayonnement. La méthode itérative utilisée est celle de Newton modifiée qui s'appuie sur un schéma implicite à deux pas temporels selon l'algorithme de Dupont 2 [BESS.02, BEN.03, PAS.99a].

Comme le montre l'organigramme de la figure 3.9, le modèle de simulation comporte trois phases :

- Une phase de définition des données du problème. Elle consiste à introduire la géométrie sous forme de maillage, les données matérielles sous forme d'évolutions en fonction du temps et les paramètres du procédé imposés par la modélisation.
- Une phase de résolution qui est faite en trois étapes
 - La première représente le démarrage du soudage pour lequel la source laser est dans la position initiale et correspond à l'incrément $i = 0$. Le chargement volumique est appliqué sur le premier volume élémentaire $\Omega_{e,0}$. le chargement surfacique et les pertes par rayonnement sont appliqués sur la première surface élémentaire. La condition initiale est la température de la pièce qui est uniforme et égale à 30°C
 - La deuxième phase, qui débute à $t_0 = 0,86s$, correspondant au déplacement de la source laser suivant l'axe de soudage à une vitesse constante, comporte une boucle d'incrément $i=np-1$. Pour chaque incrément i , les sources de chaleur volumique et surfacique sont appliquées respectivement sur les géométries élémentaires $\Omega_{e,i}$ et $\Gamma_{p,i}$ et l'état initial correspond à la distribution de la température résultat du calcul à l'incrément $i-1$.
 - La troisième étape de calcul est relative à la phase de refroidissement qui suit la fin du soudage et pendant laquelle la dissipation de la chaleur se fait par convection à l'air libre jusqu'à l'équilibre thermique. Le chargement et les pertes par rayonnement sont annulés. Le calcul est réalisé jusqu'à atteindre un équilibre thermique dans la pièce.
- Une phase de post traitement qui consiste à tracer les isothermes pour chaque instant du traitement et l'évolution de la température aux nœuds du maillage en fonction du temps.

Les calculs numériques ont été réalisés sur un serveur Biprocésseurs Intel(R) Xeon(R) Quad Core X5355 @ 2.66GHz avec une RAM de 16Go.

Le tableau 3.3 récapitule les valeurs numériques des différents paramètres utilisés dans le modèle de la simulation du comportement thermique développé sur Cast3M.

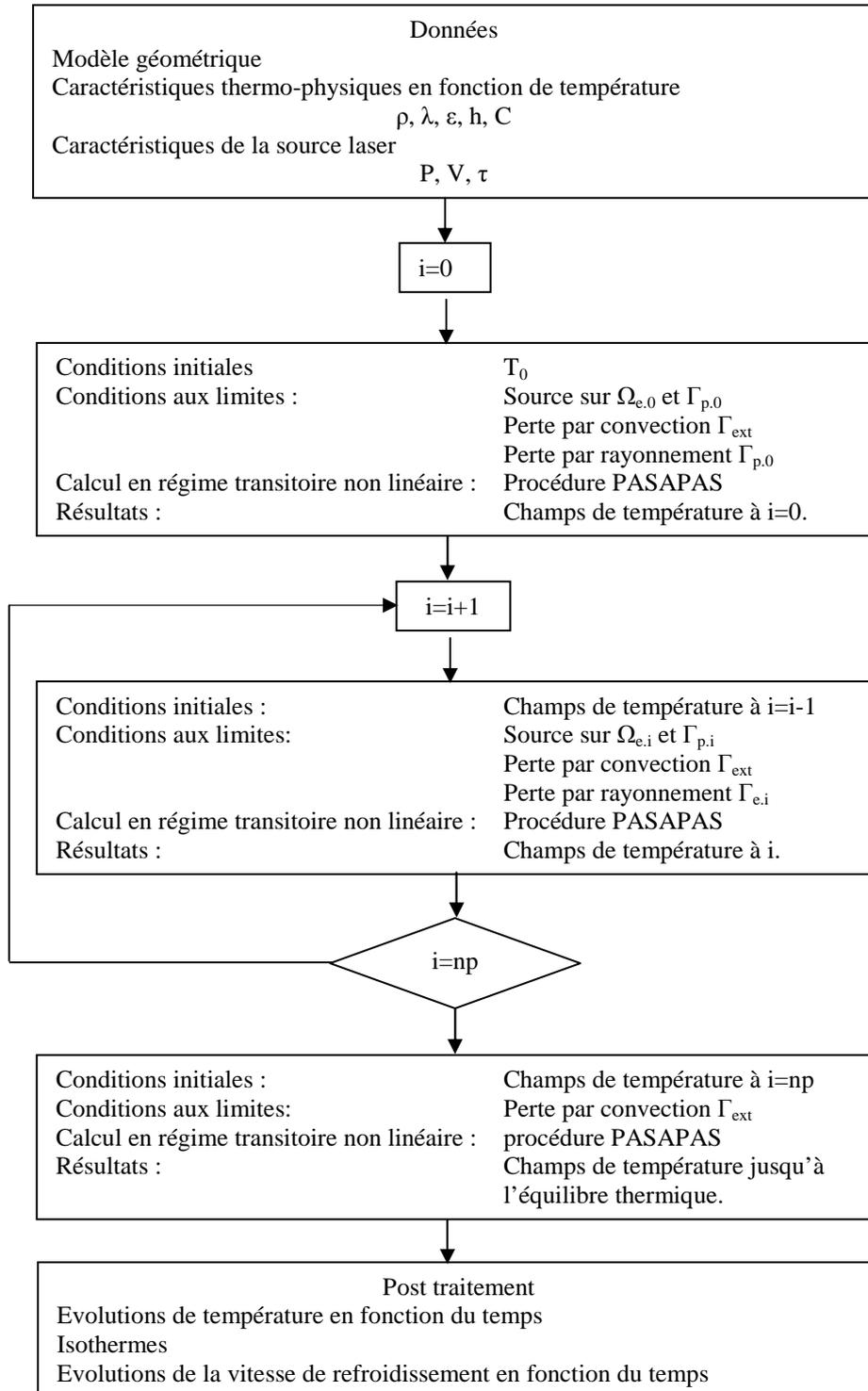


Figure 3.9: Organigramme de calcul numérique

Paramètre	Symbole	Valeur	Unité
Température initiale	T_0	30	°C
Température à l'infinie	T_∞	30°	°C
Masse volumique	ρ	Figure 3.6	Kg/m ³
Chaleur massique	C	Figure 3.7	J/kg°C
Conductivité thermique	λ	Figure 3.8	W/m°C
Coefficient de convection	h	5	W/m ² °C
Emissivité	ε	0,2	
Constante de Boltzmann	σ	5,675 10 ⁸	W/m ² °C ⁴
Pas de temps – phase soudage	Δt_s	0,0007125	s
Nombre de pas de temps – position i	np_s	8	
Temps d'interaction laser-matière	τ	0,0057	s
Nombre de position	np	150	
Durée de la phase de soudage	t_s	0,855	s
Temps initial – phase refroidissement	t_{r0}	0,86	s
Pas de temps – phase refroidissement	Δt_r	Variable	s
Nombre de pas	np_r	1450	

Tableau 3.3: Paramètres de simulation

4.2.3. Influence des quelques paramètres de simulation sur les résultats numériques.

Plusieurs calculs numériques ont été réalisés tout au long de la thèse et qui nous ont permis d'estimer l'influence des différents paramètres du modèle de simulation développé comme la taille de la maille au voisinage du la source laser, le nombre d'éléments dans l'épaisseur, le type de comportement... Dans ce qui suit, Nous allons présenter les résultats des analyses réalisées pour les paramètres les plus influants, dans notre cas, et pour lesquels leur choix était problématique.

4.2.3.1 Influence des propriétés thermo-physiques

Vu l'incertitude sur certaines valeurs des propriétés thermo-physiques de l'alliage AM60 et le manque de données à haute température surtout concernant la masse volumique (paragraphe 4.2.1.2), nous avons effectué des calculs numériques en faisant varier la diffusivité thermique défini par $D = \frac{\lambda}{\rho C}$. En effet, celle-ci conditionne la vitesse de refroidissement et fait intervenir simultanément l'effet de la conductivité thermique, de la masse volumique et de la chaleur massique du matériau traité thermiquement.

A température ambiante, la diffusivité thermique de l'alliage de magnésium AM60 de l'ordre de $0,34 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ [BAZ.85a]. Plusieurs calculs numériques ont été réalisés en faisant varier cette valeur. Les résultats de l'étude de l'influence de la diffusivité thermique sur les résultats du calcul sont illustrés par la figure 3.10. En comparant les évolutions de la température en un point du volume maillé, obtenues numériquement, nous avons remarqué que la diffusivité thermique n'a pas une influence significative sur la valeur maximale de la température atteinte au point d'analyse. Mais par contre, la diffusion de la chaleur au sein de la pièce s'opère différemment. En confrontant l'évolution de la température simulée, en un point situé à 2,5 mm du centre du cordon avec celle mesurée, un écart thermique durant la phase de refroidissement a été enregistré. Cet écart est d'autant plus important que la diffusivité est grande. Nous avons choisie la valeur de diffusivité qui nous permet de caler l'évolution de la température simulée à celle mesurée, soit $D = 0,15 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$. En plus, des calculs numériques ont été réalisés pour étudier l'influence du choix de la valeur de cette

caractéristique sur la réponse du modèle mécanique. Les résultats obtenus ont présenté un écart de 5% dans les valeurs de contraintes résiduelles simulées. Ce faible écart nous a permis d'appuyer le choix de la valeur numérique de la diffusivité.

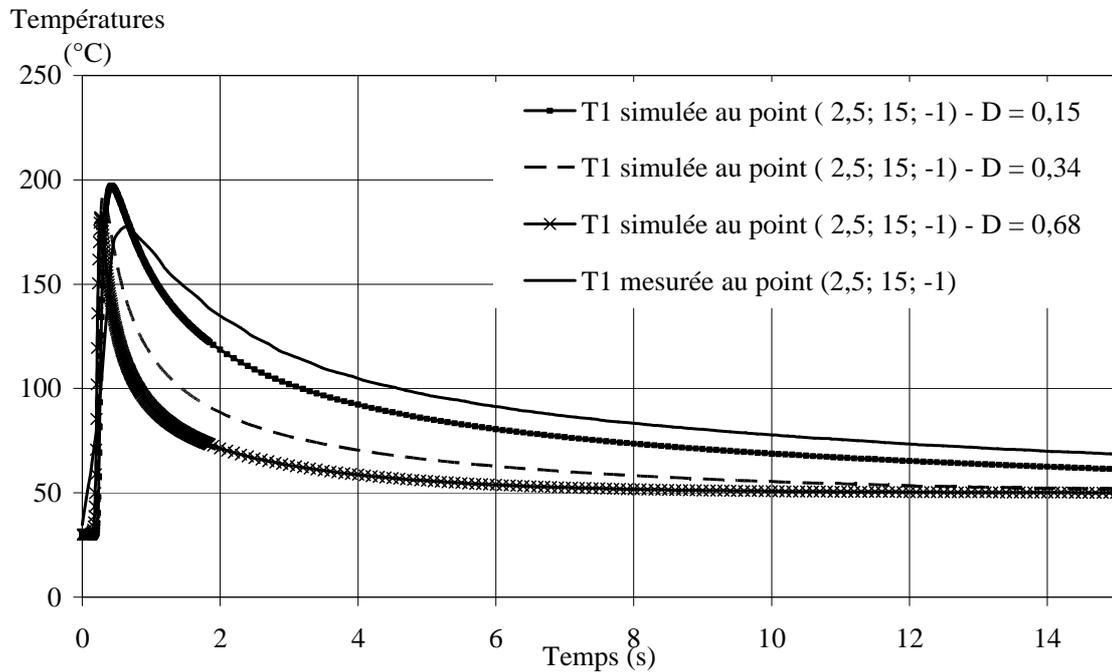


Figure 3.10: Influence de la valeur de la conductivité : comparaison entre les données expérimentales et les valeurs simulées de la température. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

4.2.3.2 Influence du plasma

Les premiers travaux de simulation réalisés dans le cadre de cette thèse ont été réalisés sans prendre en considération l'effet du plasma (figure 3.11a). Mais nous avons remarqué que les résultats, même s'ils étaient très acceptables, peuvent être améliorés en prenant en compte l'apport énergétique du plasma.

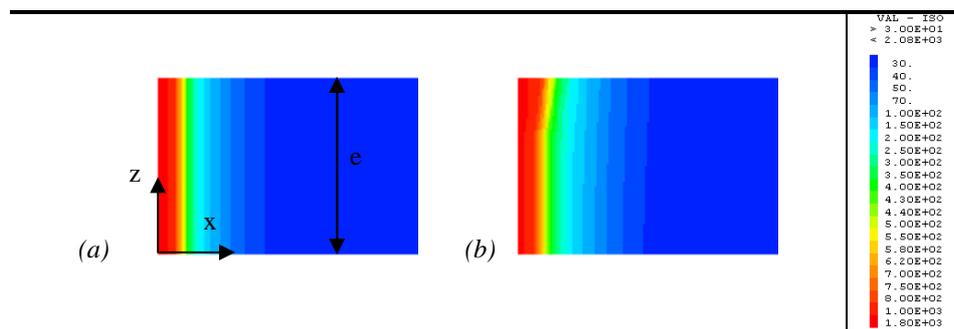


Figure 3.11: Influence du plasma sur la distribution de la température au cours du soudage (a) modélisation sans plasma (b) modélisation avec plasma.

La figure 3.11 montre l'influence de la présence du plasma sur la géométrie de la zone fondue et sur la distribution de la température dans la pièce. L'apport énergétique en surface a élargi le cordon de soudure et augmenté la taille de la zone affectée

thermiquement. En plus la prise en compte de la présence du plasma (figure 3.11b) dans la modélisation a permis de diminuer l'écart entre les températures mesurées et celle simulées en augmentant le temps de chauffage et de refroidissement. Dans ce qui suit nous allons présenter les résultats de simulations numériques du soudage par faisceau laser en considérant l'effet thermique du plasma.

4.2.4. Résultats du modèle thermique

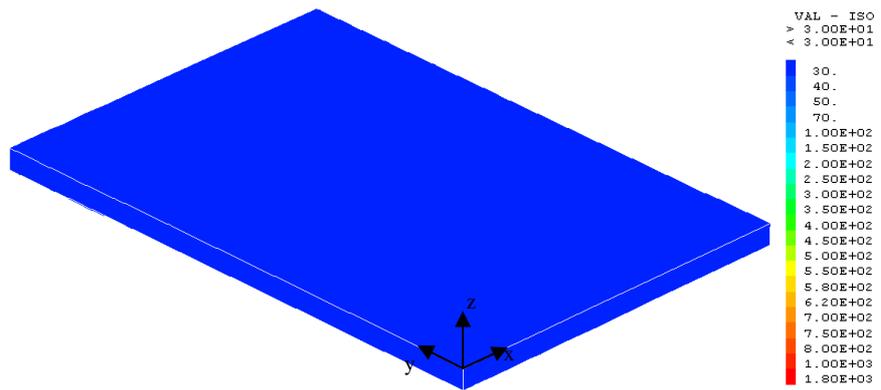
Les résultats de la simulation du comportement thermique au cours du soudage laser sont présentés dans cette section, sous forme d'évolution de la température en fonction du temps et d'isothermes à différents temps de calculs.

Les figures 3.12 et 3.13 illustrent l'évolution de la distribution de la température dans une pièce de l'assemblage durant respectivement la phase du soudage et celle de refroidissement. Le traitement commence à l'instant $t = 0$ s avec un état thermique initial qui est une température uniforme de 30°C dans toute la pièce (figure 3.12a). Ensuite au fur et à mesure que la source de chaleur se déplace, nous avons la création des isothermes de chauffage et de refroidissement respectivement en amont et en aval de la zone fondue repérée par sa température qui est supérieure à la température de fusion de l'alliage de magnésium AM60 (616°C). Nous pouvons remarquer qu'un important gradient thermique est généré dans la pièce dès le début de la phase de chauffage. En effet à $0,0057$ s, la température varie de 1760°C dans le volume de chargement modélisant le keyhole à 30°C dans les parties des pièces non affectées par la source laser. Durant la phase de refroidissement, qui débute à $t = 0,86$ s, nous pouvons constater que l'écart maximal de température dans la pièce est beaucoup moins important. Au bout de cinq secondes, celui-ci, qui était de 800°C à $0,86$ s (figure 3.13a), passe à 60°C seulement (figure 3.13d).

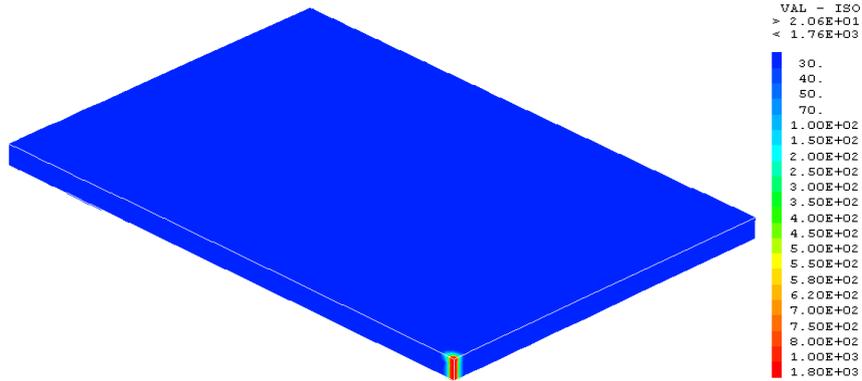
La figure 3.14 met en évidence la forme ovale du bain de fusion ainsi que les isothermes de chauffage et de refroidissement au voisinage du keyhole. L'influence du plasma est illustrée par l'élargissement de bain de fusion sur la surface de l'interaction plasma - matière.

La figure 3.15 montre l'évolution de la température en fonction du temps pour cinq points situés à différentes distances par rapport au cordon de soudure. Nous pouvons remarquer qu'en s'éloignant de la source de chaleur, la température maximale atteinte est moins importante. En plus, la température maximale est atteinte après un temps d'autant plus important que le point d'analyse est loin de la source. Un comportement thermique similaire a été mis en évidence par la détermination expérimentale de l'évolution de la température au cours du soudage présentée par la figure 2.20b du deuxième chapitre. Ce retard est dû à la variation de la vitesse de chauffage en fonction de la position transversale du point d'analyse par rapport à la source laser. En effet, comme le montrent les figures 3.17 et 3.18, la vitesse de chauffage est plus faible dans les points les plus éloignés de la source.

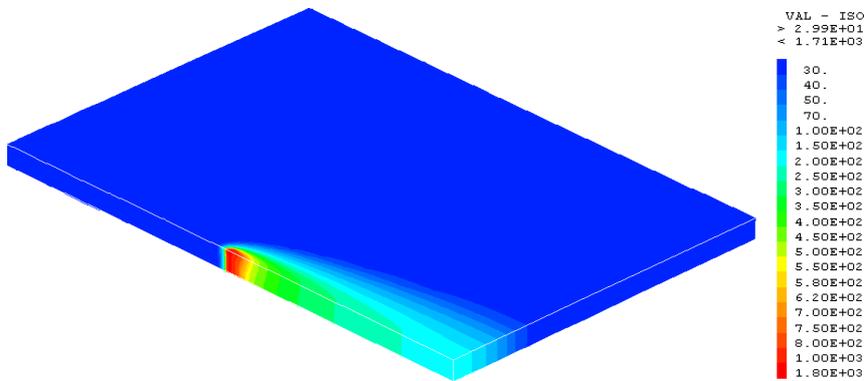
La variation de la température durant le soudage des plaques entre deux couples de points situés respectivement à 15 et 45 mm dans la direction du soudage est donnée par la figure 3.16. En comparant l'évolution de la température dans les points situés à la même distance par rapport au cordon de soudure et à deux positions longitudinales différentes, nous remarquons que la température maximale atteinte est légèrement plus importante dans les points qui voient le faisceau laser passé en deuxième lieu.



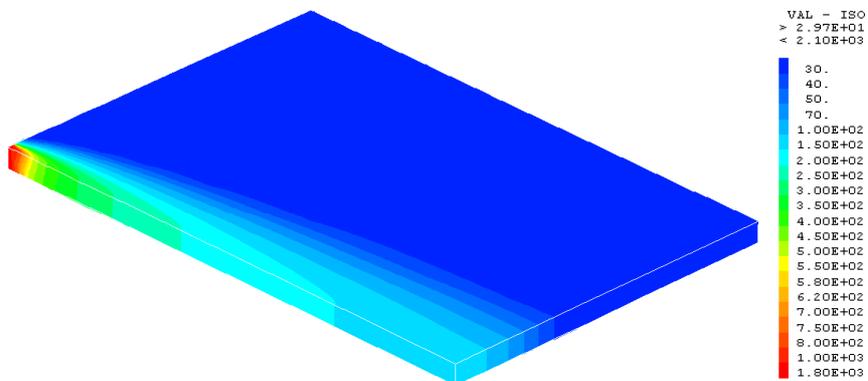
(a) $i = 0$, Temps = 0s



(b) $i = 1$, Temps = 0.0057 s

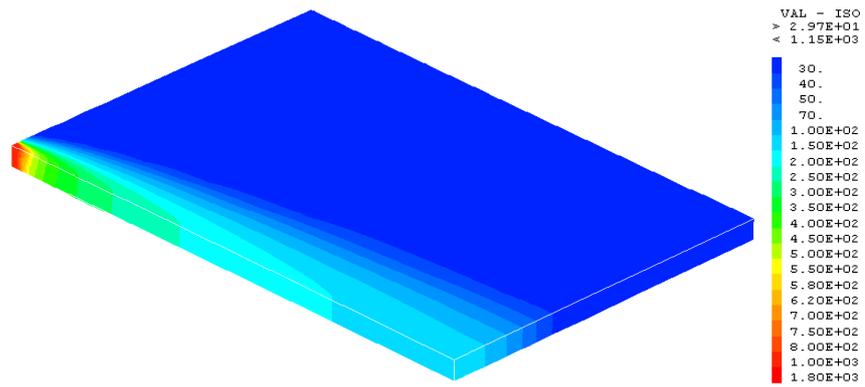


(c) $i = 75$, Temps = 0,4275s

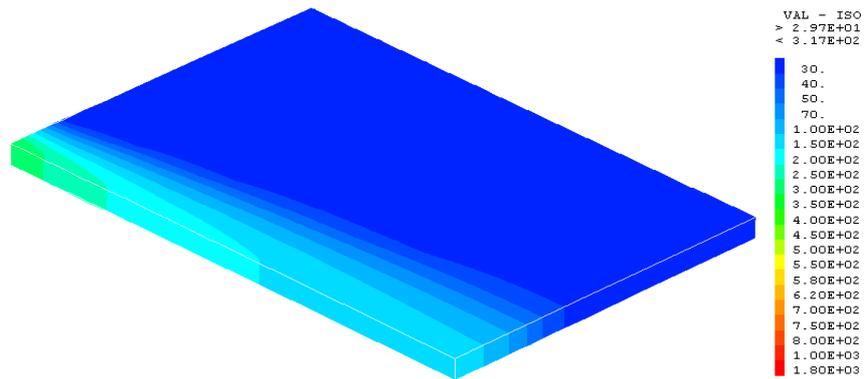


(d) $i = 150$, Temps = 0,855s

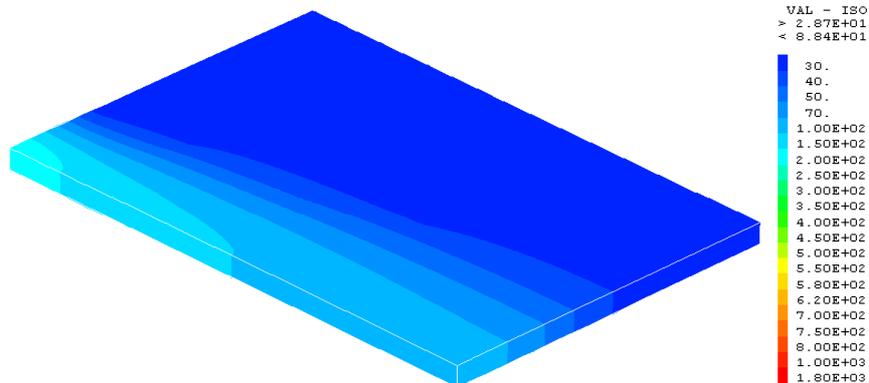
Figure 3.12: Evolution des isothermes durant la phase de chauffage.



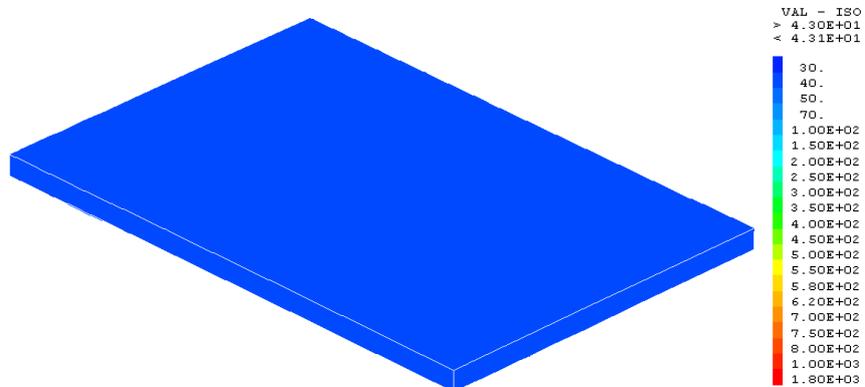
(a) $i = 151$, Temps = 0,86 s



(b) $i = 165$, Temps = 1 s



(c) $i = 282$, Temps = 5 s



(d) $i=1582$, Temps = 135 s

Figure 3.13: Evolution des isothermes durant la phase de chauffage.

Enfin, les courbes des figures 3.17 et 3.18 présentent les évolutions de la vitesse de chauffage et de refroidissement en fonction du temps de différents points de la plaque. Les points d'analyse sont situés au milieu de la plaque à des positions transversales différentes. En analysant la figure 3.17, nous avons remarqué que la vitesse de chauffage est plus importante que celle de refroidissement. C'est un résultat attendu puisque l'apport énergétique du faisceau laser est beaucoup plus important que les pertes par convection ou par rayonnement. Néanmoins proche dans la zone fondue, le refroidissement reste rapide. Nous avons noté que pour les points très proches de la ligne de contact des deux pièces (jusqu'à 0,6 mm) la vitesse de chauffage et de refroidissement sont très importantes et elles dépassent respectivement 10^4 et -10^4 °C/s. Cette vitesse calculée numériquement peut nous permettre de prédire la présence de la structure dendritique de la zone fondue identifiée dans le paragraphe 4.3 du chapitre 2. Cette structure est obtenue par solidification rapide des alliages de magnésium avec des vitesses de refroidissement de l'ordre de 10^5 [LIU.05, REH.87].

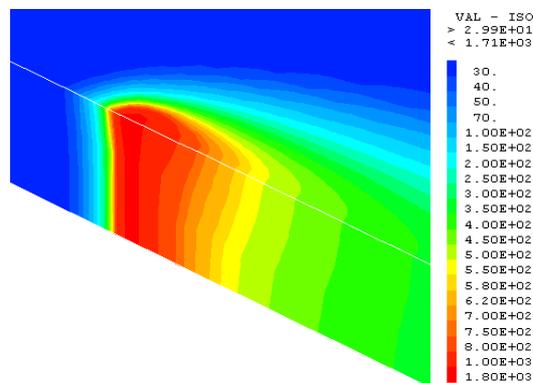


Figure 3.14: Distribution de la température au voisinage de la zone fondue.

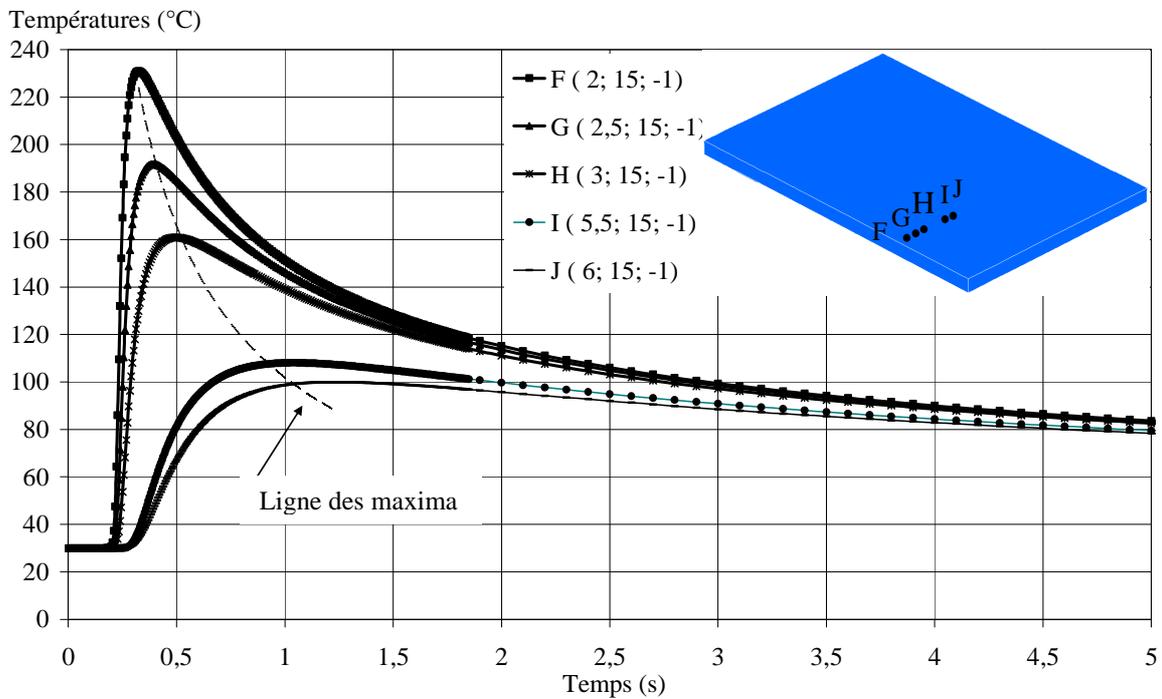


Figure 3.15: Evolution de la température en fonction du temps en différents points de la pièce, en s'éloignant du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

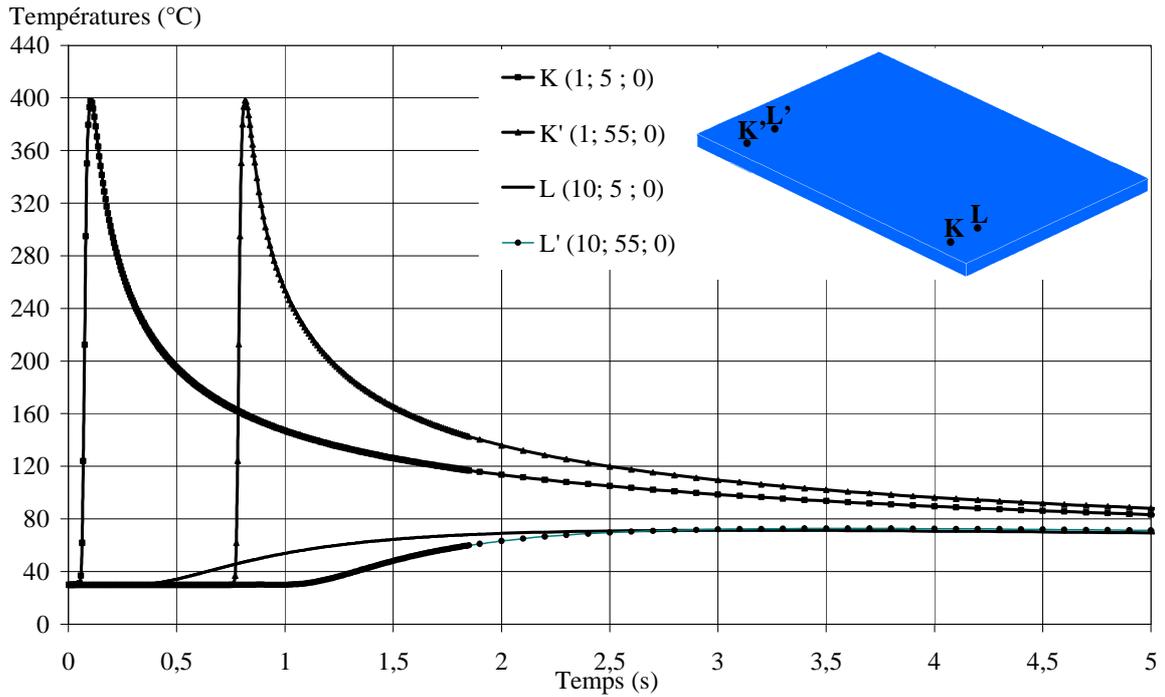


Figure 3.16: Evolution de la température en fonction du temps en différents points de la pièce, en s'éloignant du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

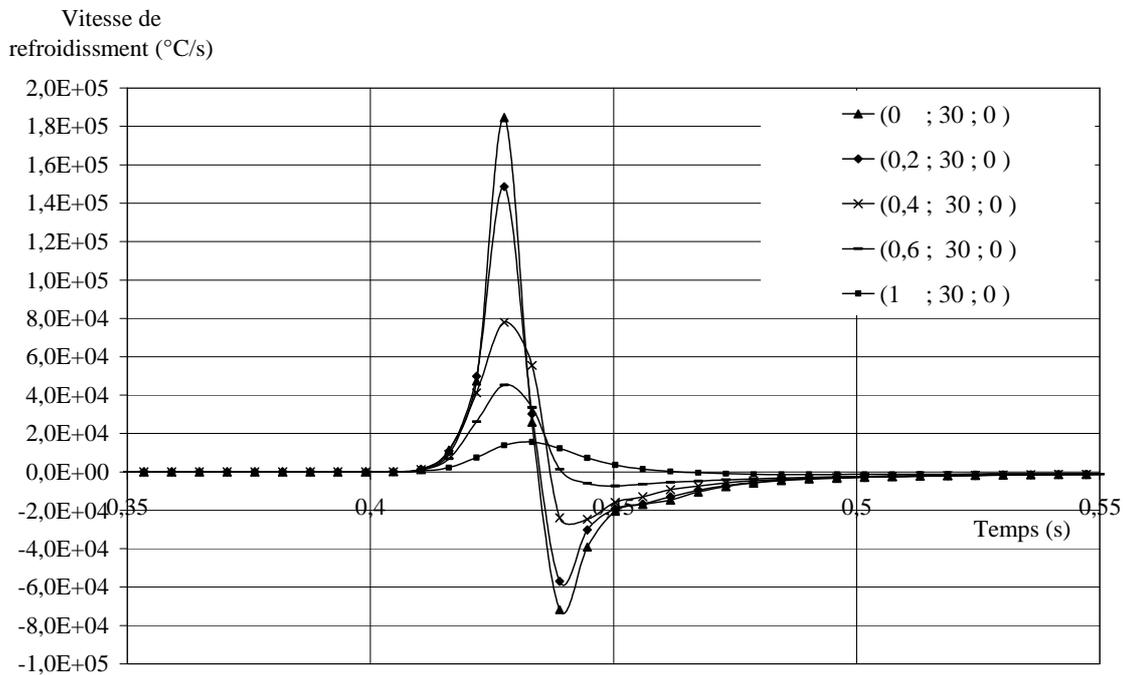


Figure 3.17: Evolution de la vitesse de chauffage et de refroidissement en fonction du temps au voisinage du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

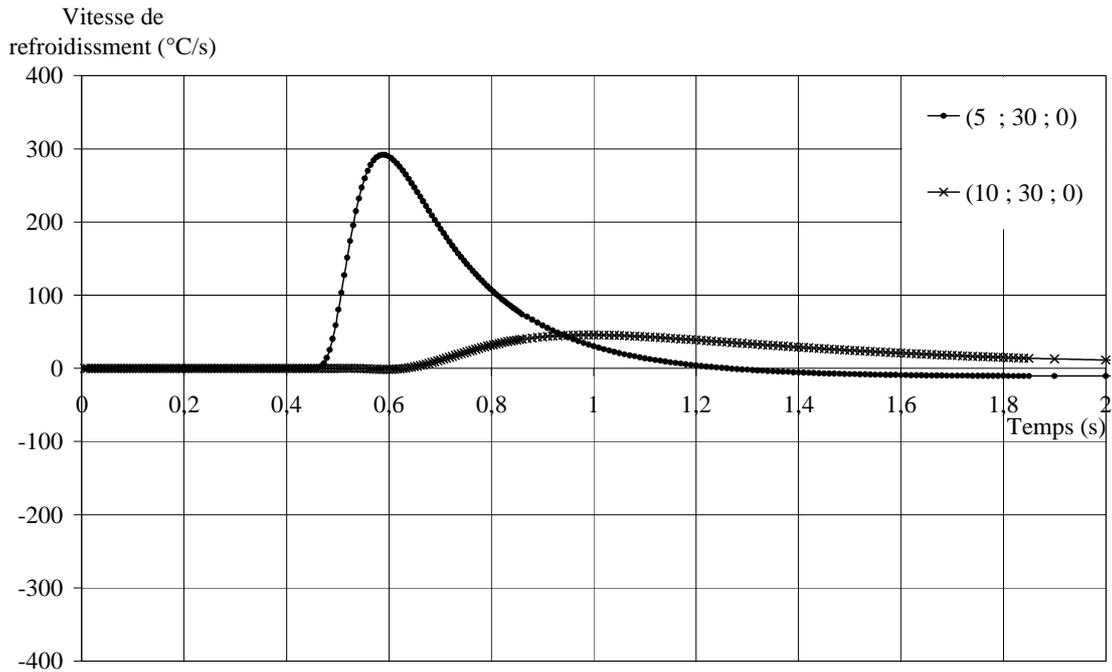


Figure 3.18: Evolution de la vitesse de chauffage et de refroidissement en fonction du temps loin du cordon de soudure. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

4.3. Analyse comparative expérience - simulation

La comparaison des évolutions de la température déterminée par l'analyse numérique par éléments finis et celle mesurée par les thermocouples pour les trois expériences présentées dans le chapitre II sont donné par les figures 3.19, 3.20 et 3.21. En analysant les différentes courbes, nous pouvons remarquer :

- que les températures simulées et celles mesurées présentent une évolution similaire. Celle-ci est représentative du cycle thermique que subit la pièce au cours du soudage.
- une bonne concordance dans la montée de la température durant la phase de chauffage dans les différents points de mesure des trois essais ;
- en se rapprochant du cordon de soudure, une différence dans la valeur maximale atteinte de la température a été notée. Cette différence peut être due à des incertitudes de mesure de la température avec les thermocouples. Nous n'avons pas pris en considération l'influence de la température sur la réponse des thermocouples et les pertes d'informations au niveau du contact thermocouple-matière.
- Une légère différence en température au début de la phase de refroidissement probablement due à l'hypothèse adoptée concernant les conditions aux limites imposées au début de la phase de refroidissement. A la fin de la phase de chauffage, nous avons modélisé le refroidissement par des pertes par convection sur la surface extérieur de la pièce avec un coefficient de convection constant. Néanmoins nous pensons que juste après la fin de la phase de soudage, l'effet du

plasma est encore présent et l'air circulant au dessus de l'assemblage ralentit le refroidissement de la surface de la pièce.

La confrontation des résultats thermiques sous forme d'isothermes avec les macrographies des cordons de soudure obtenue avec les paramètres de soudage optimisés est présentée par les figures 3.22, 3.23, et 2.24. L'étude comparative a permis de montrer que :

- la géométrie de la zone fondue obtenue par la modélisation est très proche de celle observée après soudage par faisceau laser des plaques en alliage de magnésium AM60 (figure 3.22). Une légère différence dans la largeur envers du cordon a été notée. En effet dans la simulation nous n'avons pas pris en considération l'effet du gaz de protection en bas de l'assemblage.
- La zone fondue, délimitée par les isothermes de 580 et 625°C qui correspondent aux températures de début et de la fin de la fusion de l'alliage AM60 (paragraphe 6.2 du chapitre 2), est de taille comprise entre 600 µm et 1mm (figure 3.23). Expérimentalement, nous avons mesuré une zone fondue de taille 900µm.
- La taille de la zone affectée thermiquement, délimitée pas les isothermes aux températures de début et de la fin de solidification de la phase β - $Al_{12}Mg_{17}$, est estimée à 100 µm (figure 3.23). c'est la valeur approchée de la ZAT du cordon de soudure présenté par la figure 2.28b.
- Les iso-valeurs de la figure 3.24 sont comparables aux isothermes de refroidissement observées en vue de dessus du cordon de soudure.

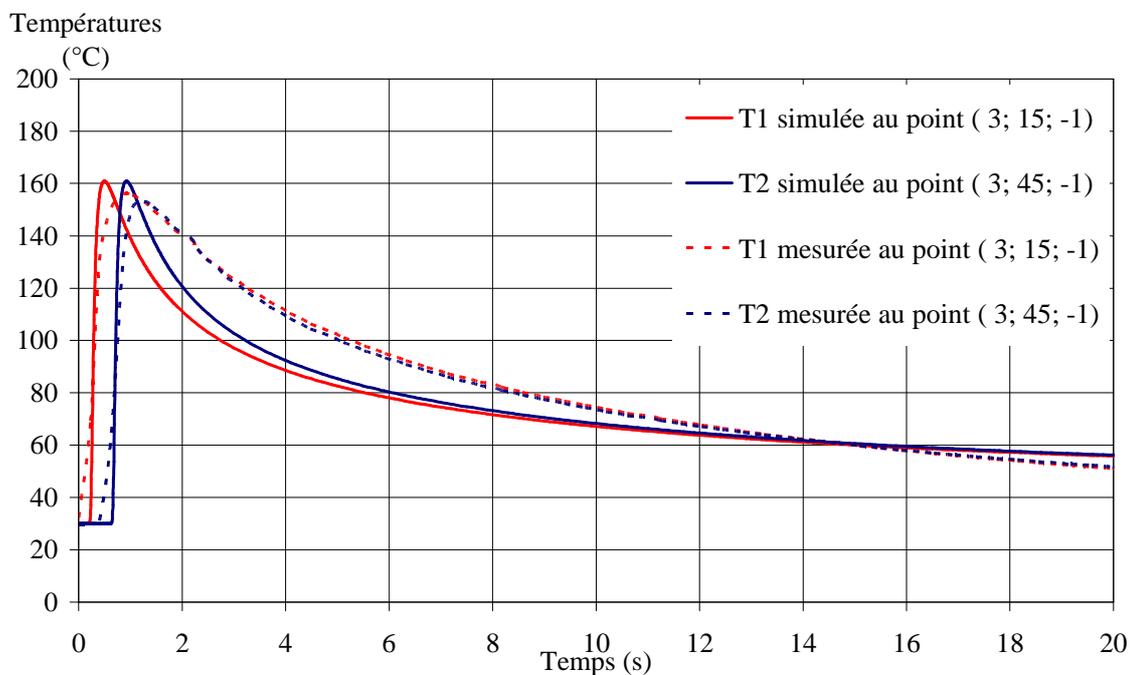


Figure 3.19: Comparaison des résultats numériques et expérimentaux - essai 1. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

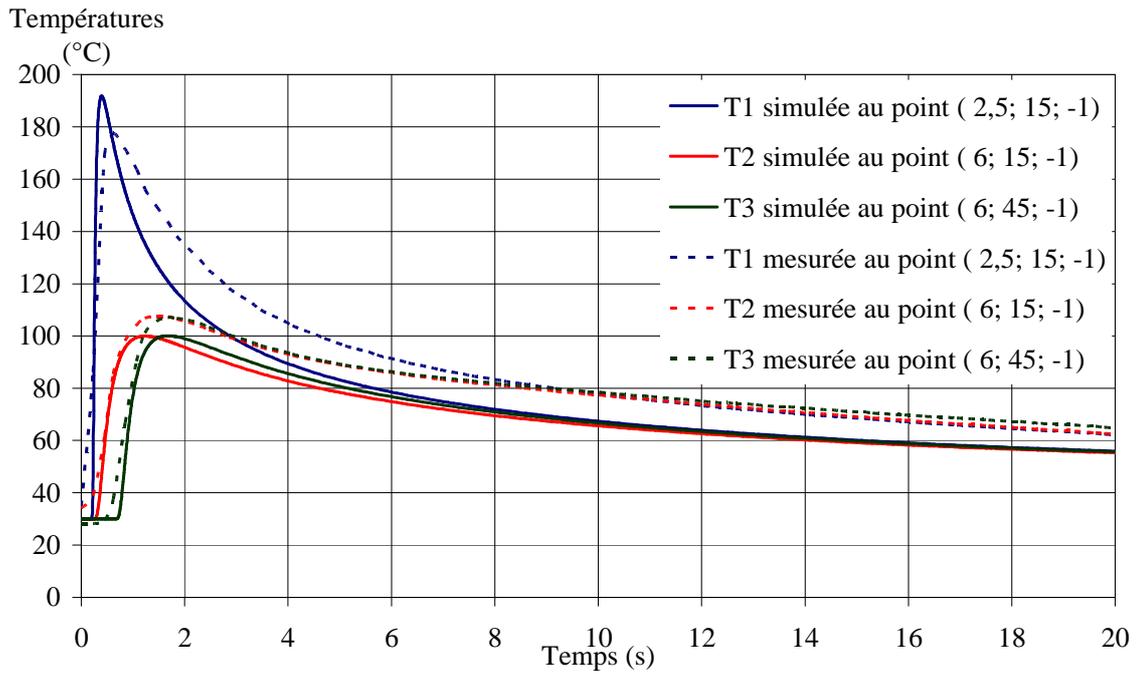


Figure 3.20: Comparaison des résultats numériques et expérimentaux - essai 2. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

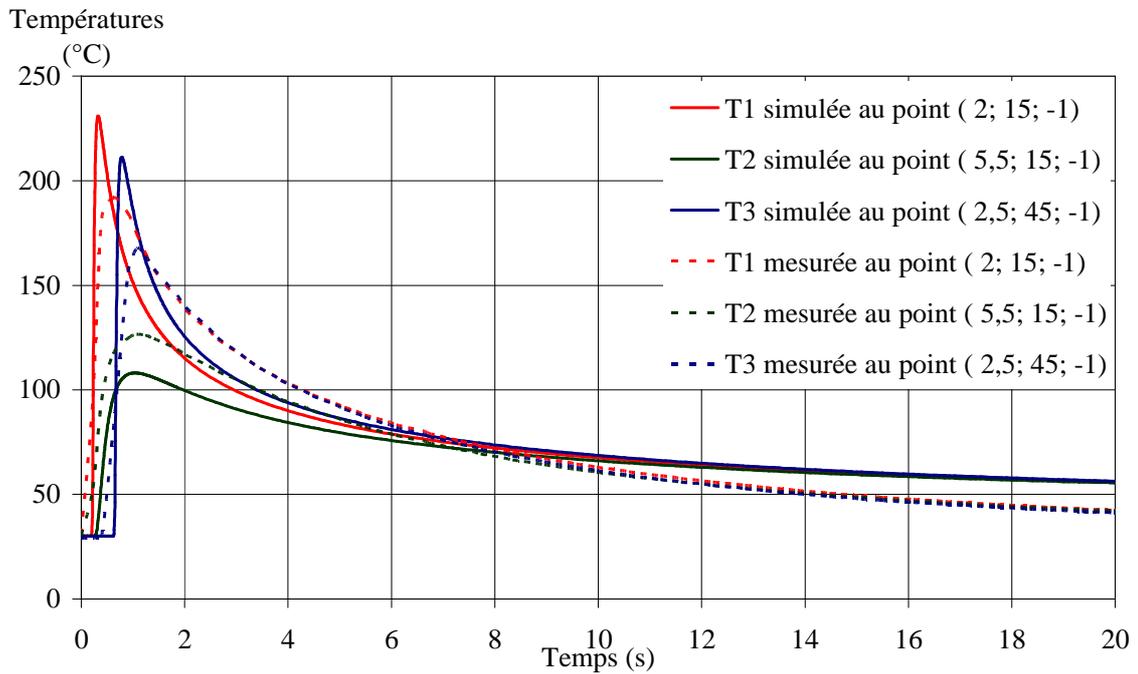


Figure 3.21: Comparaison des résultats numériques et expérimentaux - essai 3. Les coordonnées (x ; y ; z) sont données en mm.

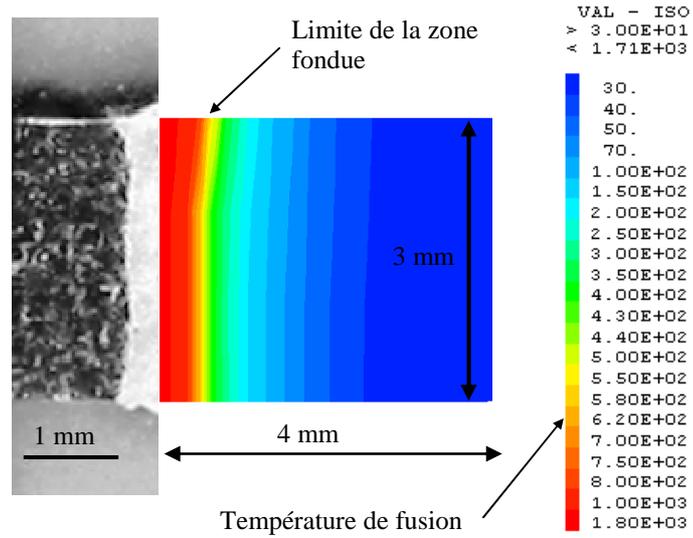


Figure 3.22: Comparaison de la largeur du cordon de soudure.

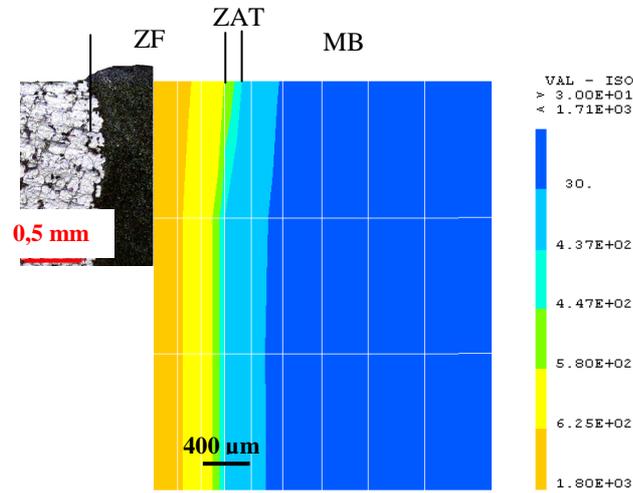


Figure 3.23: Identification des différentes zones de l'assemblage.

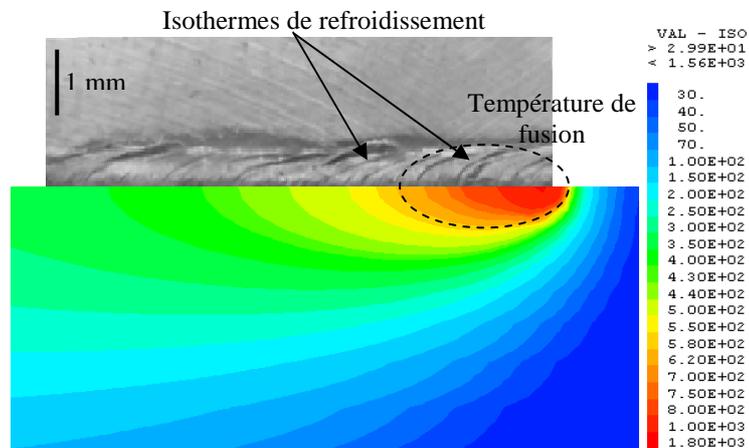


Figure 3.24: Isothermes de refroidissement.

5. Etude du comportement mécanique

5.1. Modélisation du comportement mécanique

La résolution de l'équilibre local (équation 3.13) avec un chargement purement thermique est considérée pour la modélisation du comportement mécanique au cours du soudage.

$$\text{div}(\underline{\sigma}(x_i, t)) = 0 \quad \text{dans } \Omega \quad (3.13)$$

La condition aux limites imposées est un déplacement transversal nul sur la surface de contact des pièces à souder donné par l'équation 3.14.

$$u_x(x_i, t) = 0 \quad \text{sur } \Gamma_c \quad (3.14)$$

Comme condition initiale nous avons considéré un champ de contraintes nul dans la pièce. Les échantillons, usinés par fraisage, sont des tôles en alliage de magnésium à l'état brut de fonderie sur lesquelles une analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (paragraphe 5.4, chapitre2) a donné un état de contrainte nul.

$$\underline{\sigma}(x_i, 0) = \underline{0} \quad \text{à } t = 0 \quad (3.15)$$

Dans notre cas, les déformations générées dans la pièce sont d'origine élastique, plastique et thermique. Les alliages de magnésium ne présentent pas de transformation de phase à l'état solide lors d'un traitement thermique. Pour cette raison, les effets de la plasticité de transformation ne sont pas pris en compte dans l'analyse du comportement mécanique au cours de leur soudage par faisceau laser. En plus, lors de la simulation numérique du soudage, les effets visqueux sont généralement négligés puisque d'une part la vitesse de refroidissement au soudage est importante et donc le temps passé à haute température est relativement court [LIN.01b]. D'autre part, dans le cas de l'assemblage par laser, le domaine géométrique gouverné par le comportement viscoplastique est généralement petit par rapport aux dimensions de la pièce. La déformation totale est alors définie, à partir de l'équation 1.1, par :

$$\underline{\varepsilon}^{totale}(x_i, t) = \underline{\varepsilon}^e(x_i, t) + \underline{\varepsilon}^{ther}(x_i, t) + \underline{\varepsilon}^p(x_i, t) \quad (3.16)$$

5.2. Simulation numérique du comportement mécanique

5.2.1. Paramètres de simulation

5.2.1.1 Lois de comportement et chargements

Comme évoqué dans le paragraphe 4 du premier chapitre, dans le cas d'une formulation transitoire thermomécanique, la simulation numérique du procédé de soudage est généralement menée en deux étapes successives [LIN.01a, BESS.02, BEN.03, BAS.06]. L'analyse du comportement mécanique est réalisée en poursuite du celui thermique et considère comme données d'entrée le résultat du modèle thermique qui représente l'évolution temporelle de la distribution de la température dans les pièces au cours du soudage.

Pour le développement du modèle mécanique, nous avons adopté le même maillage utilisé dans l'étude numérique du comportement thermique. A ce maillage, nous avons associé un comportement mécanique élasto-plastique à écrouissage cinématique. Ce comportement couramment utilisé dans les logiciels de calcul numérique permet d'avoir une première approche sur la distribution des contraintes et des déformations.

5.2.1.2 Propriétés matérielles

Les propriétés mécaniques du matériau à introduire dans la simulation sont données dans le tableau 3.4. Le module d'Young et la limite d'élasticité sont introduites en fonction de la température. Ces caractéristiques ont été extraites des plusieurs travaux réalisés sur les alliages de magnésium et leur évolution seront présentées respectivement par les figures 3.25 et 3.26. Dans ce travail, Le coefficient de poisson et le coefficient de dilatation sont supposés constants.

Paramètre	Symbole	Valeur	Unité
Module d'Young	E	Figure 3.24	GPa
Limite d'élasticité	σ_e	Figure 3.25	MPa
Coefficient de poisson	ν	0,33	
Coefficient de dilatation thermique	α_T	$27 \cdot 10^{-6}$	$1/^\circ\text{C}$

Tableau 3.4: Paramètres de la simulation du comportement mécanique.

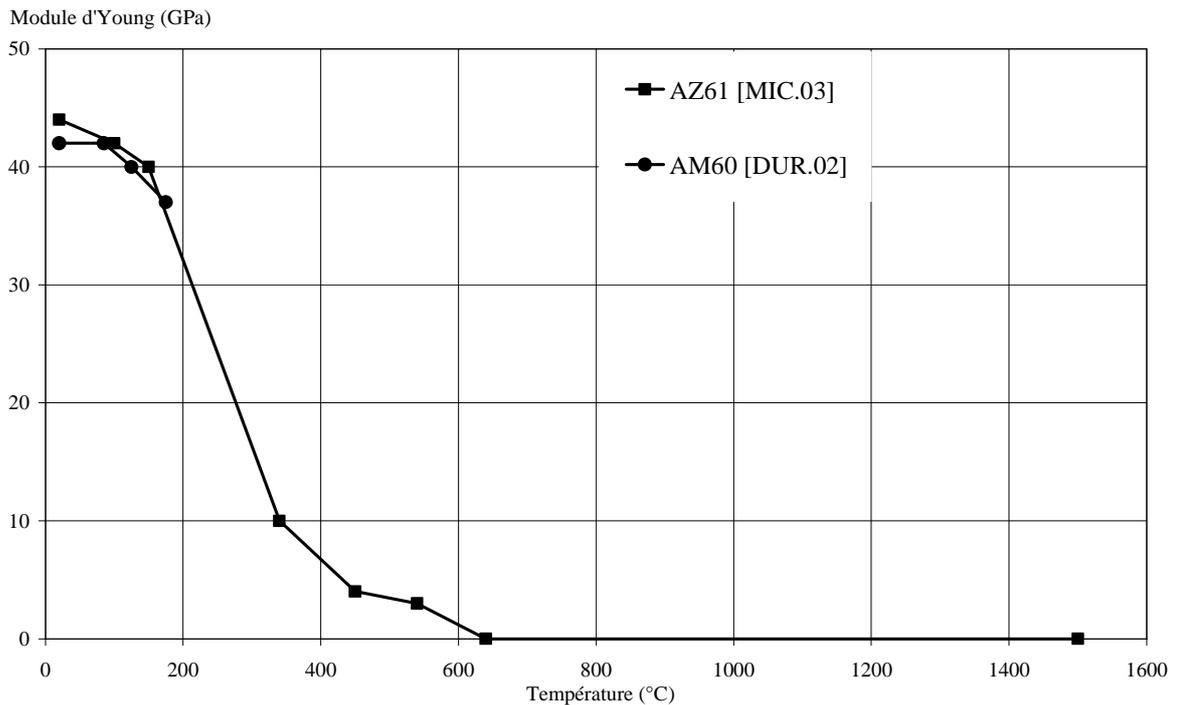


Figure 3.25: Evolution du module d'Young des alliages de magnésium en fonction de la température.

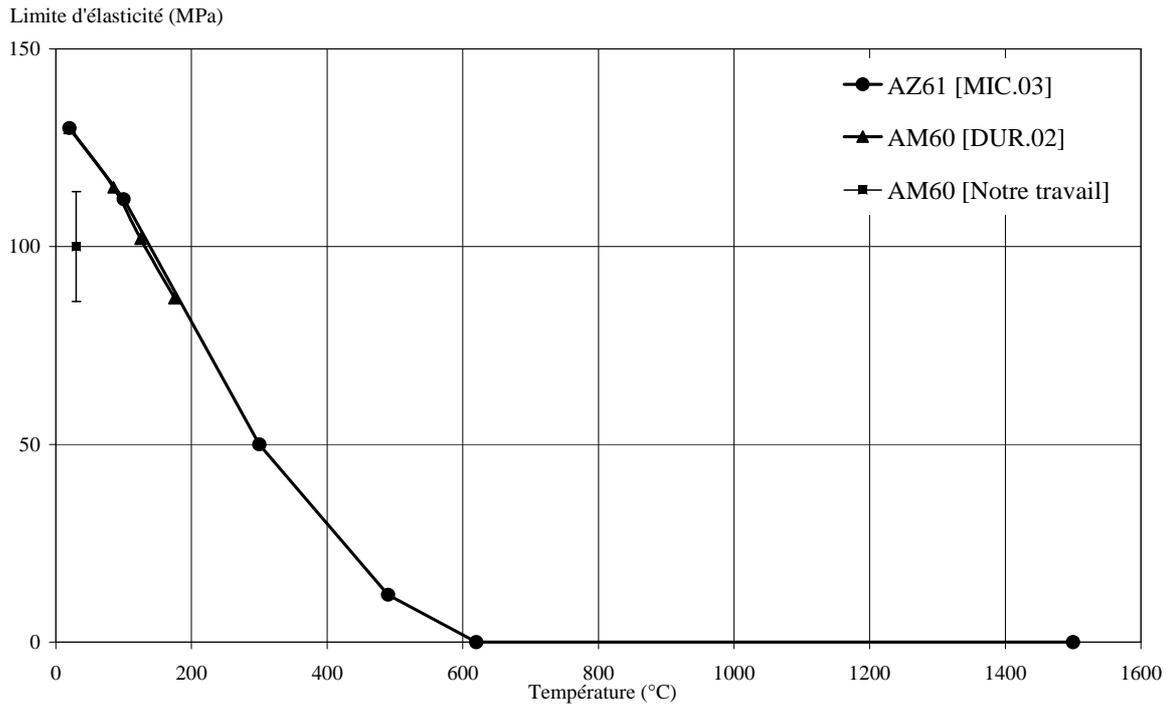


Figure 3.26: Evolution de la limite d'élasticité des alliages de magnésium en fonction de la température.

5.2.1.3 Condition initiale et conditions aux limites.

La condition initiale adoptée pour le calcul numérique concerne l'état initial de contraintes et de déformations qui est supposé nul. D'une part, les éprouvettes utilisées dans l'étude expérimentale sont des pièces obtenues par fonderie et qui n'ont subi aucun traitement thermique. Des analyses de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X, réalisées sur les éprouvettes avant leur soudage, ont permis d'avoir un niveau de contrainte nul comme le montre la figure 2.42. D'autre part, nous n'avons noté aucune déformation initiale sur les éprouvettes utilisées avant leur soudage.

En ce qui concerne les conditions aux limites, nous avons bloqué le déplacement suivant l'axe x de la surface de contact Γ_c . Durant le soudage un faible serrage est réalisé sur les plaques pour éviter leur glissement durant le déplacement de la table de soudage. Mais, dans le cadre de cette étude numérique, nous n'avons pas modélisé ce type de blocage.

5.2.2. Résolution numérique

La résolution du problème mécanique est faite en utilisant la procédure de calcul transitoire non linéaire PASAPAS. L'organigramme de la figure 3.27 présente la démarche suivie pour le calcul numérique des contraintes, déplacements et déformations au cours du soudage. Le temps de calcul choisi pour le calcul des grandeurs mécaniques par la procédure PASAPAS est variable. Nous avons imposé la même discrétisation temporelle utilisée dans la simulation thermique.

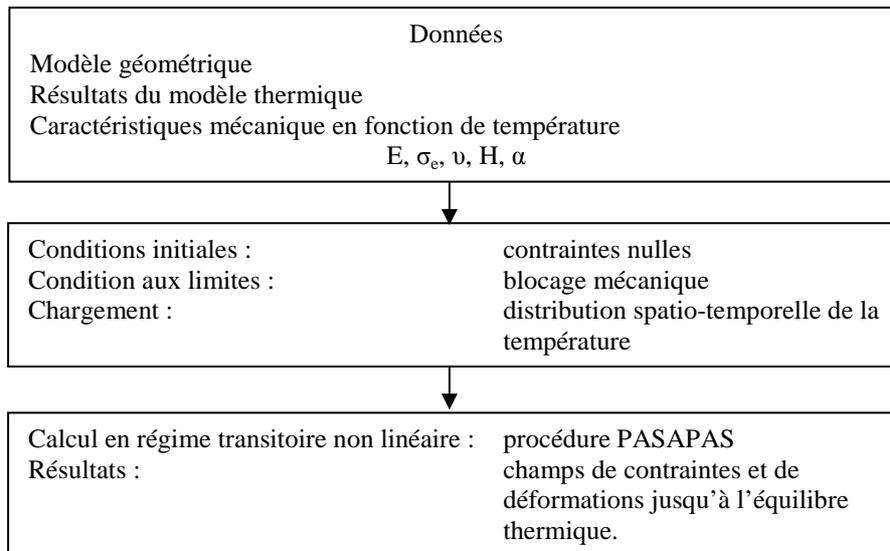


Figure 3.27: Organigramme du calcul numérique du problème mécanique.

5.2.3. Résultats du modèle mécanique

Dans cette dernière partie du rapport, nous allons présenter les résultats du modèle numérique développé pour l'analyse du comportement mécanique au cours du soudage par faisceau laser. Le développement de ce modèle nous a permis de suivre l'évolution des contraintes et des déformations jusqu'à l'état mécanique résiduel dans des plaques de 3 mm d'épaisseur en alliage de magnésium.

5.2.3.1 Evolution des contraintes instantanées

Nous allons commencer par la présentation de l'évolution des contraintes instantanées au cours du soudage.

Les figures 3.28 et 3.29 présentent l'évolution du champ de contraintes équivalentes de von Mises durant respectivement la phase de soudage et de refroidissement. En analysant la distribution des contraintes dans les pièces soudées, nous avons remarqué que les contraintes maximales sont atteintes au cours de la phase de l'application de la source laser. En effet, comme le montre les isothermes de la figure 3.12 le gradient thermique est maximal durant la première phase de soudage. Les contraintes instantanées maximales sont de traction et sont de l'ordre de 150 MPa. Comme le montre la figure 3.29c, elles sont générées en amont de la zone fondue où le gradient thermique est le plus important. En suite pour chaque pas de temps, nous avons cherché la température de la zone de la pièce où la contrainte atteinte est maximale. Celle-ci a été comparée à la résistance mécanique du AM60 extraite de la bibliographie [MAT.04]. Les résultats, présentés par la figure 3.30, montrent que la contrainte maximale atteinte au cours du soudage ne dépasse pas la résistance mécanique du matériau sauf au début de la phase de refroidissement. Comme l'indique l'iso-valeur de la figure 3.30, ce dépassement est localisé au niveau du bout de l'assemblage et peut entraîner la rupture de l'assemblage par un écartement des bords des pièces soudées.

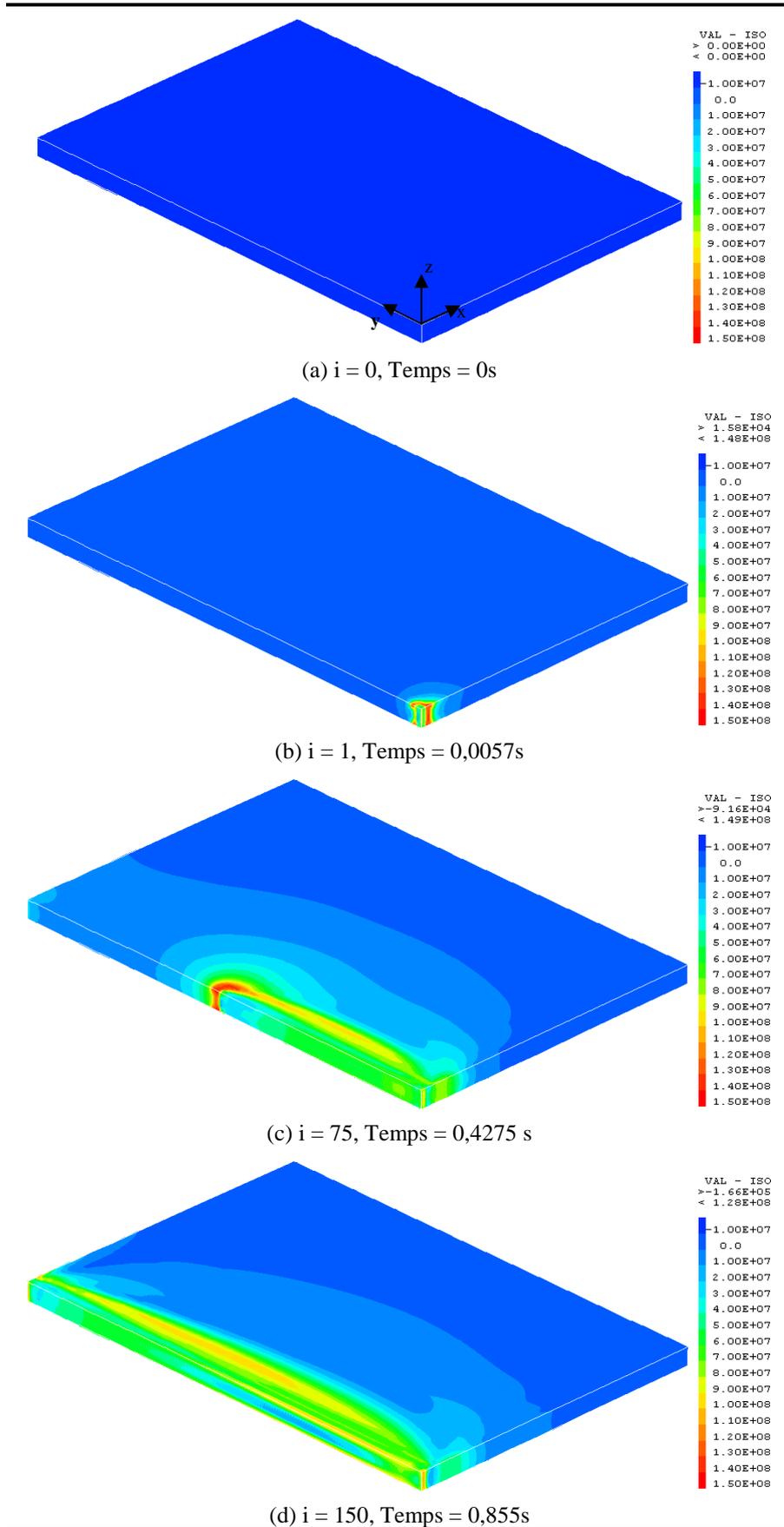
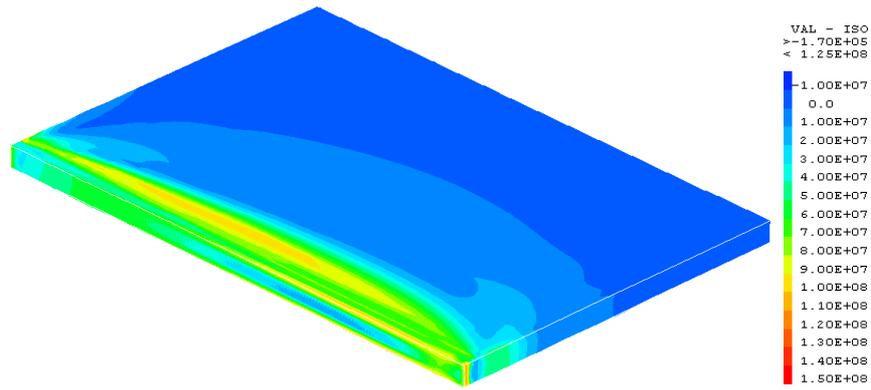
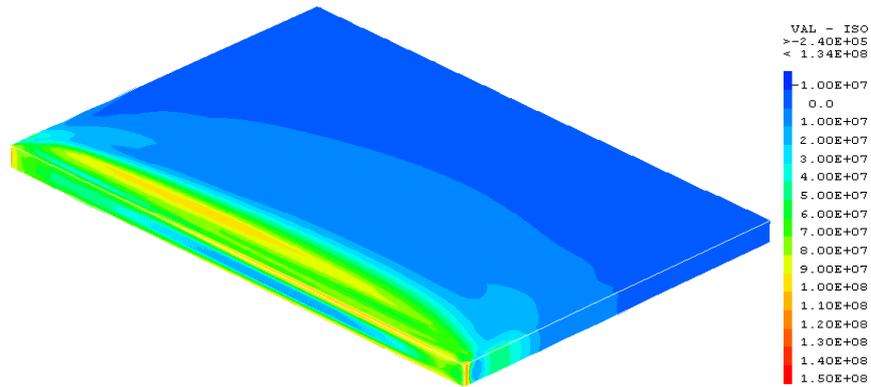


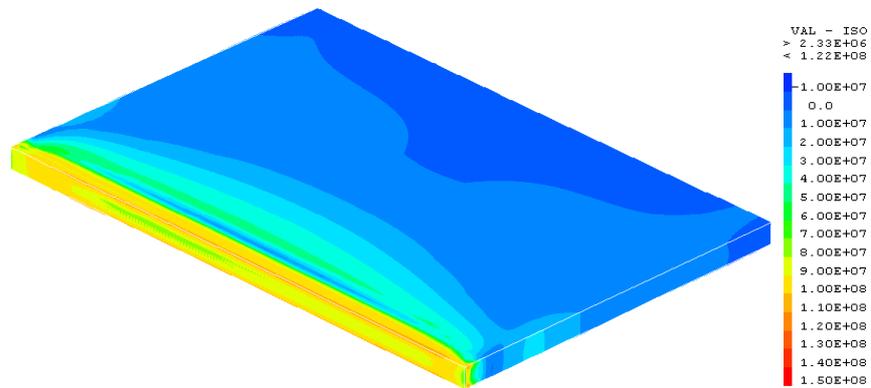
Figure 3.28: Evolution des champs de contraintes équivalentes de von Mises durant la phase de chauffage.



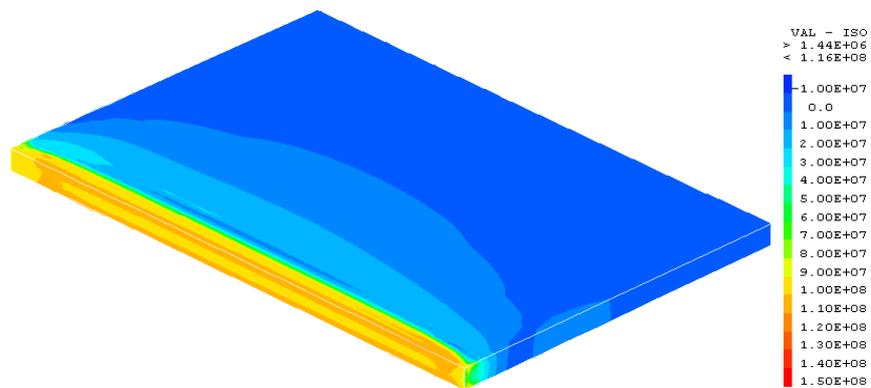
(a) $i = 151$, Temps = 0,86 s



(b) $i = 164$, Temps = 1 s



(c) $i = 281$, Temps = 5 s



(d) $i = 531$, Temps = 30s

Figure 3.29: Evolution des champs de contraintes équivalentes de von Mises durant la phase de refroidissement.

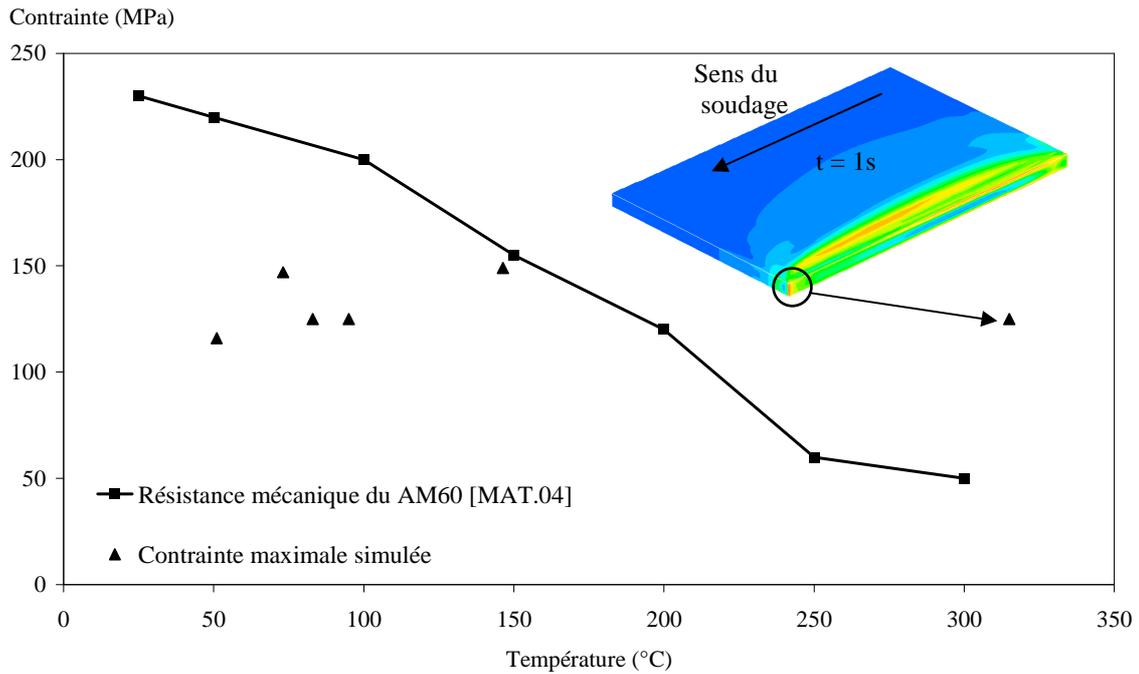


Figure 3.30: Comparaison des contraintes maximales atteintes avec la résistance mécanique du AM60.

Ensuite pour une étude plus précise de l'évolution des contraintes au cours du soudage, nous avons tracé les profils des contraintes équivalentes sur deux lignes transversales (ligne 1 et ligne 2) situées en surface et à deux positions longitudinales différentes comme le montre la figure 3.31. Les figures 3.32 et 3.33 présentent l'évolution des profils des contraintes équivalentes sur les deux lignes pour différents instants de la phase de chauffage et de refroidissement.

Nous pouvons remarquer qu'au début du traitement les contraintes sont nulles vérifiant ainsi la condition initiale imposée (figure 3.31a et 3.31a'). Après l'introduction du chargement, la contrainte augmente brusquement sur la ligne 1 et atteint 140 MPa à 1 mm de la ligne de contact des deux pièces (figure 3.31b), alors que la contrainte dans la ligne 2 est encore nulle (figure 3.31b'). À mi-chemin du passage de la source laser, le niveau de contrainte est similaire dans les deux zones d'analyse mais leur distribution est différente.

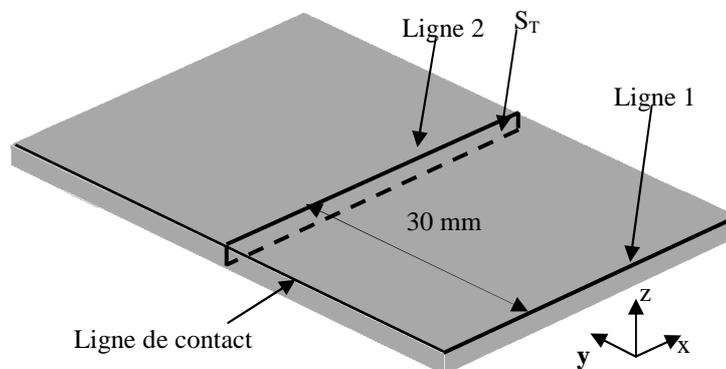


Figure 3.31: Position des lignes de représentation des contraintes.

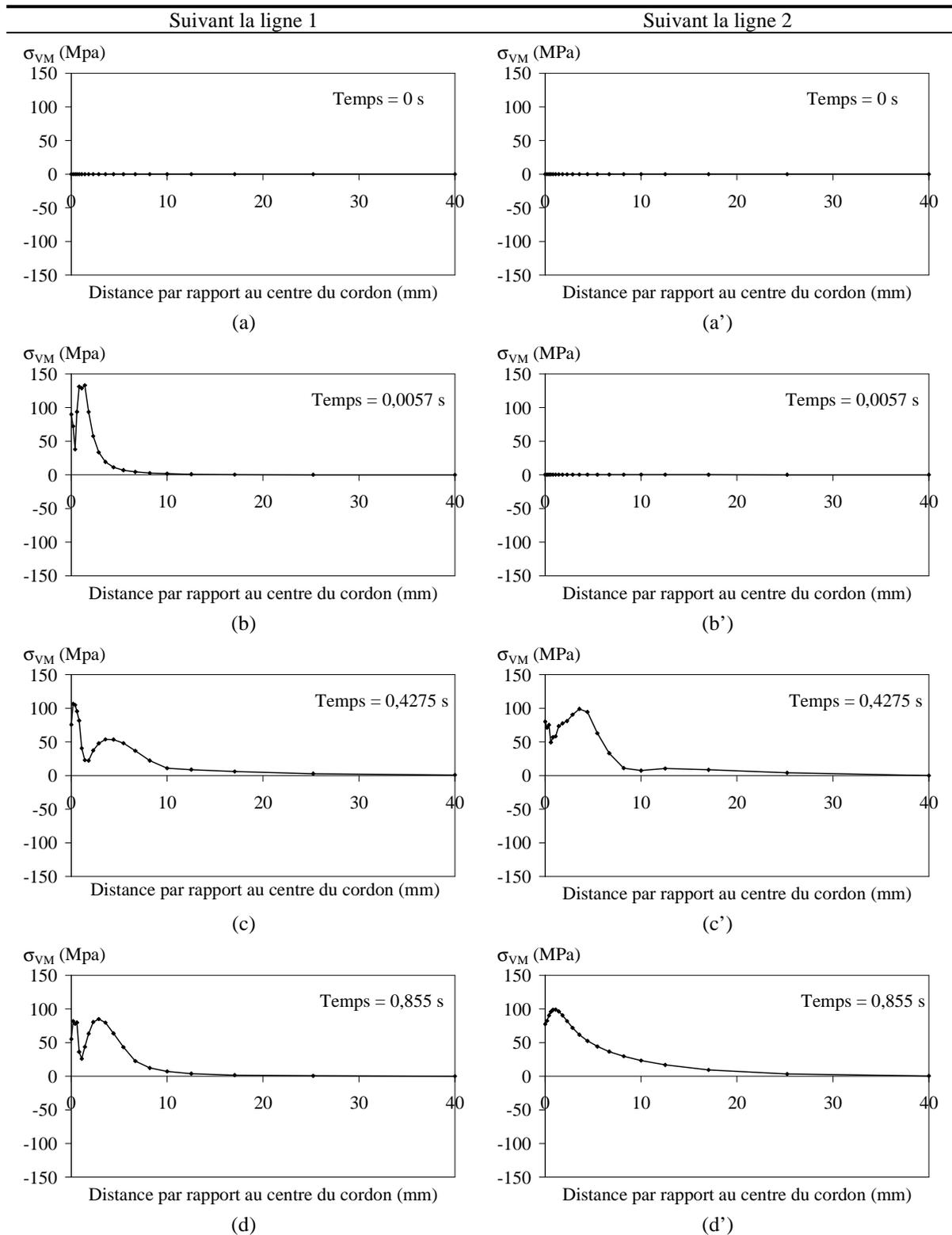


Figure 3.32: Evolution des contraintes équivalentes instantanées σ_{VM} durant la phase de chauffage

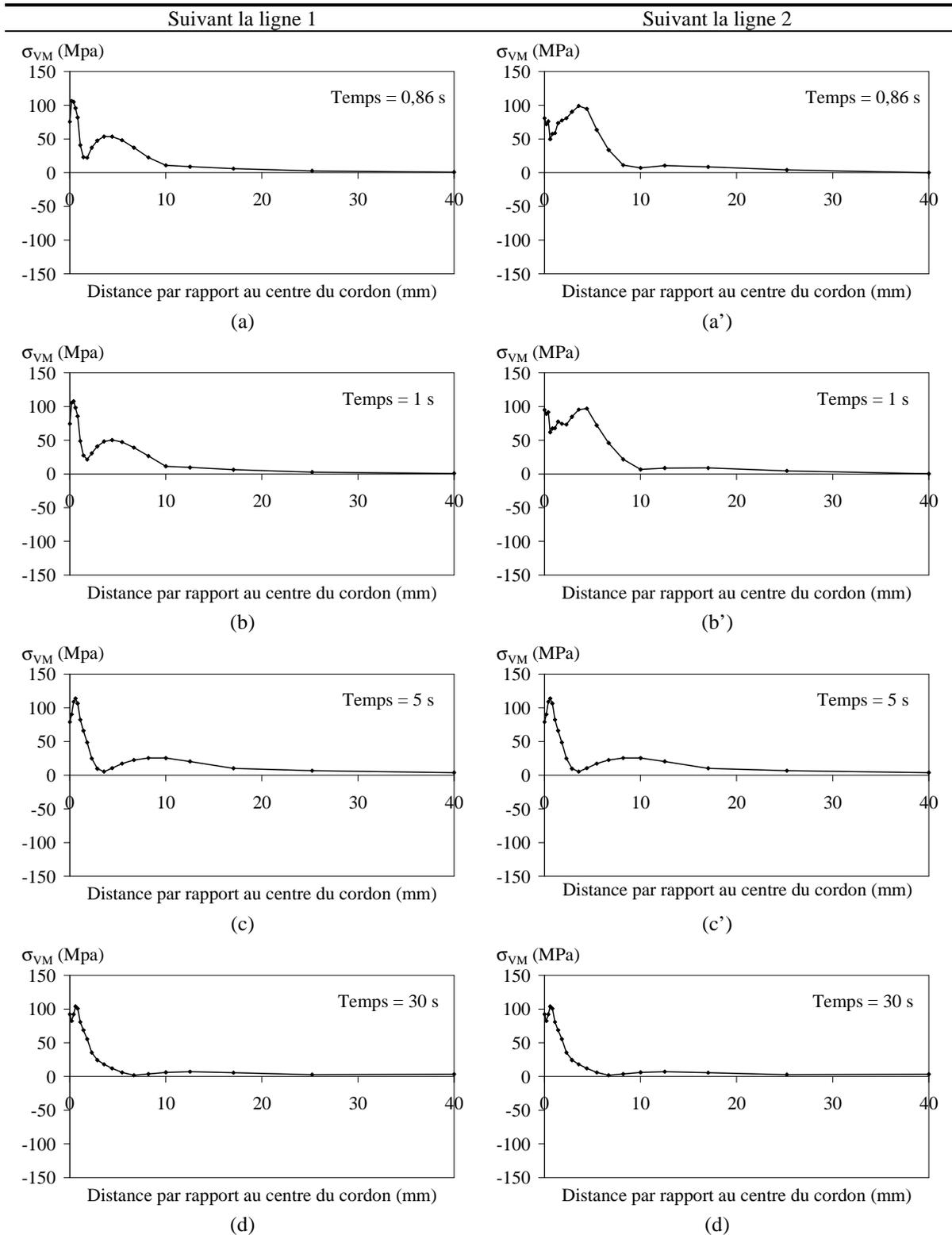


Figure 3.33: Evolution des contraintes équivalentes instantanées σ_{VM} durant la phase de refroidissement.

Au début de la phase de refroidissement (figure 3.32a, b, a', b'), le profil de contraintes équivalentes n'évolue pas considérablement et la contrainte maximale atteinte dépasse les 100 MPa. Au bout de cinq secondes l'équilibre mécanique commence à s'établir puisque la vitesse de refroidissement est faible et le gradient de température dans la pièce est de l'ordre de 60°C. À l'équilibre thermique atteint à 30s, les contraintes équivalentes maximales sont de l'ordre de 110 MPa (figure 3.32d, d'). Dans cette zone, siège de concentration de contrainte de traction, nous pouvons avoir un dépassement local de la résistance mécanique du matériau et donc l'apparition de la striction et par la suite la rupture des structures soudées en service. Ce résultat numérique est confirmé par un résultat de l'essai de traction. En effet, lors de l'application de la charge, la rupture de l'éprouvette de traction avec le cordon de soudure s'est effectuée dans la zone de transition entre le métal de base et la soudure comme l'illustre la figure 2.52. Cette zone est à 0,7 mm du centre du cordon. Elles sont situées à une distance de 0,6 et 1 mm de la ligne de contact (figure 3.32d').

5.2.3.2 Etats de contraintes résiduelles

Les iso-valeurs de la figure 3.34 présentent la distribution des contraintes résiduelles, suivant les trois directions (x, y, z), dans la section transverse S_T (figure 3.31). Nous pouvons remarquer que, après retour à la température ambiante, la contrainte longitudinale σ_{yy}^{res} présente les valeurs les plus importantes. Elle est de l'ordre de 122 MPa dans la zone fondue. En plus sur la surface de représentation, le gradient de contrainte est plus grand pour la contrainte longitudinale témoignant d'un gradient thermique plus important suivant l'axe de soudage. Les contraintes résiduelles suivant les deux autres directions sont relativement faibles. D'autre part, nous pouvons constater que la distribution des contraintes résiduelles σ_{xx}^{res} , σ_{yy}^{res} et σ_{zz}^{res} , générées par le soudage laser, n'est pas symétrique par rapport à l'axe Δ situé à mi-épaisseur de la tôle (figure 3.34). Ceci est dû à la dissymétrie du chargement appliqué, du fait de la présence du plasma au niveau de la face supérieure des tôles.

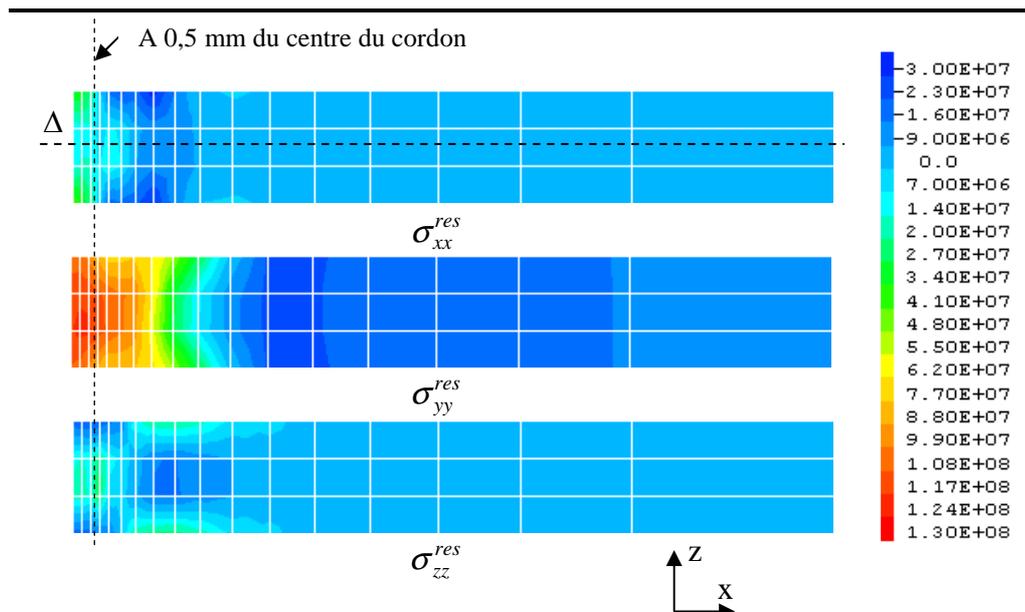


Figure 3.34: Contraintes résiduelles σ_{xx}^{res} , σ_{yy}^{res} et σ_{zz}^{res} atteintes après le refroidissement.

Les évolutions de la figure 3.35 présentent le profil des contraintes résiduelles longitudinales à différentes profondeurs par rapport à la face supérieure de la pièce. Ces courbes montrent qu'il y a une variation des contraintes résiduelles dans l'épaisseur de la plaque surtout au voisinage de la zone fondue.

Le graphique de la figure 3.36 illustre les effets de bord. Nous pouvons remarquer que les contraintes résiduelles longitudinales sont nulles sur les surfaces libres de la pièce qui sont situées à $y = 0$ mm et $y = 60$ mm.

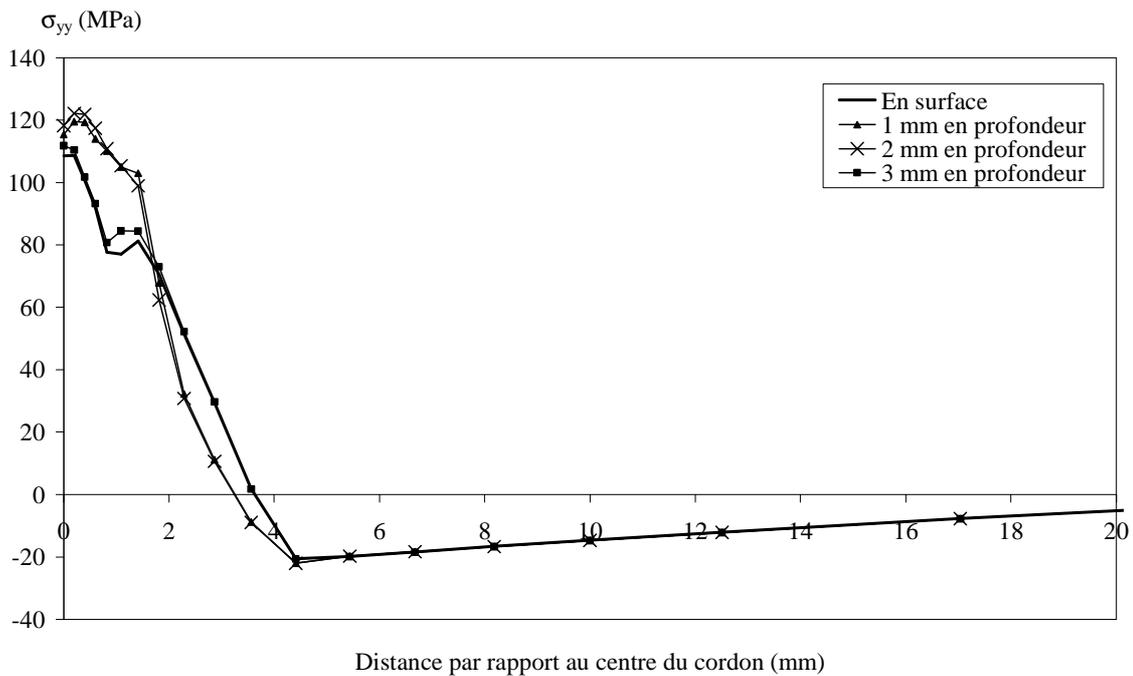


Figure 3.35: Variation de Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur.

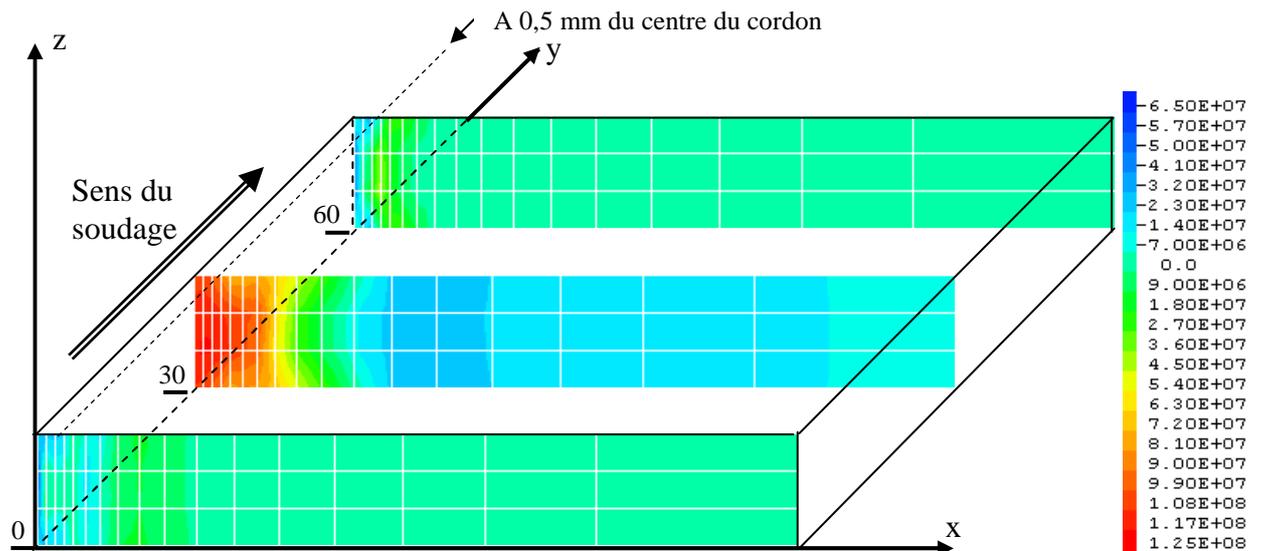


Figure 3.36: Distribution des contraintes résiduelles σ_{yy}^{res} sur des surfaces transversales situées à 0 mm, 30 mm et 60 mm part rapport au bord de la pièce.

5.2.3.3 Etats de déformations

Les iso-valeurs de la figure 3.37 présentent les distributions des déformations résiduelles dans la moitié de l'assemblage par faisceau laser, suivant les trois directions x, y et z. Nous avons remarqué que la déformation ϵ_{zz}^{res} présente la valeur maximale qui atteint $4,39 \cdot 10^{-3}$. Celle-ci est localisée à 0,6 mm du centre de la zone fondue et donc au niveau de la zone affectée thermiquement. Nous remarquons aussi que la déformation longitudinale ϵ_{yy}^{res} est largement inférieure aux deux autres déformations et elle est maximale au voisinage de la source de chaleur.

Nous présentons, sur la figure 3.38, l'évolution de la déformée en fonction du temps de la surface traverse S_T . La déformée est amplifiée de 100 et elle est donnée pour différents instants du soudage. Sur ces figures, l'effet de la flexion autour de l'axe y est bien visible ce qui signifie qu'au cours du soudage l'assemblage se fléchit vers le haut. Dans la déformée résiduelle de la pièce après refroidissement, présenté par la figure 3.39, nous avons remarqué une légère rotation de la plaque autour de l'axe x.

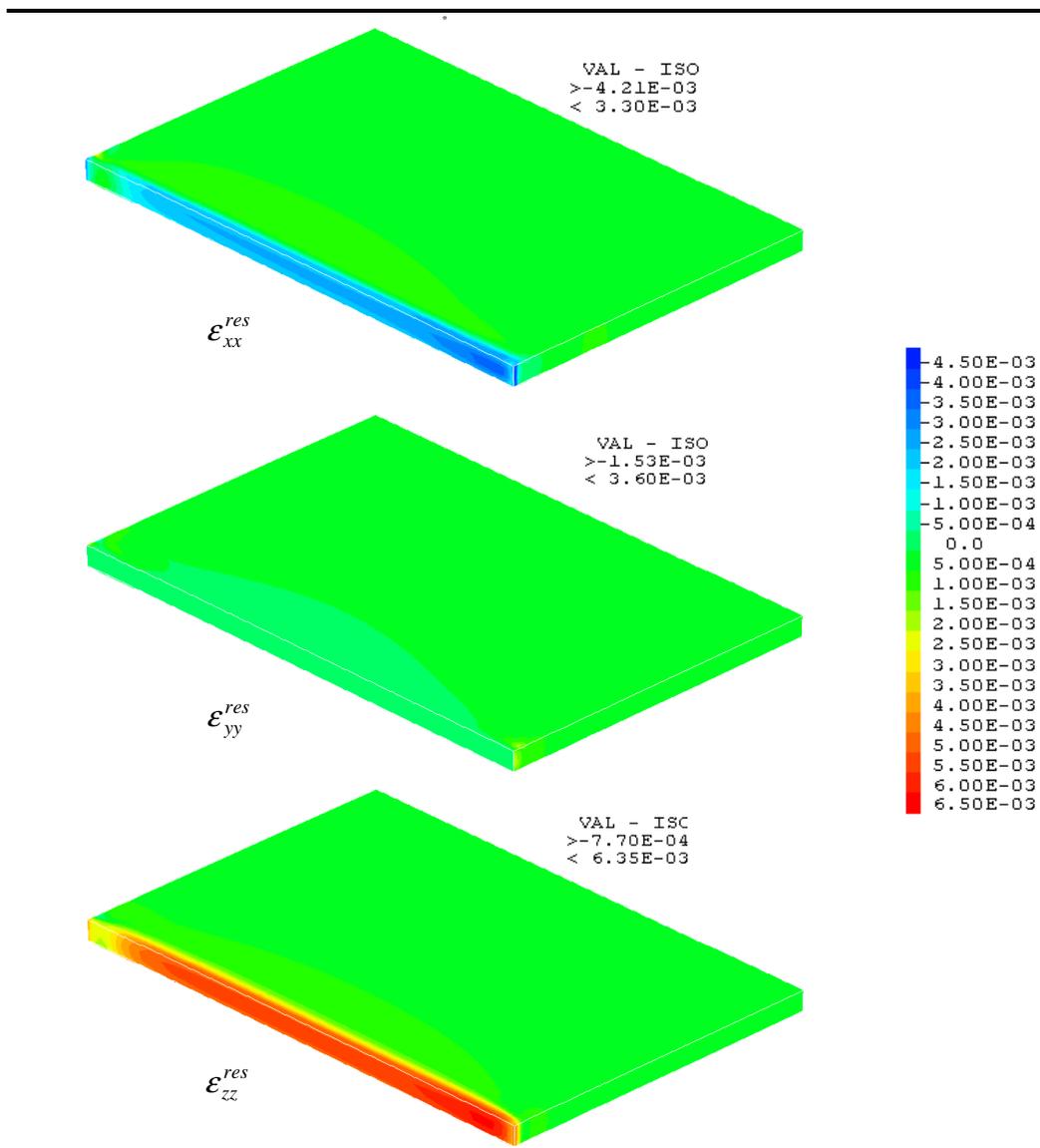


Figure 3.37: Champs de déformations résiduelles.

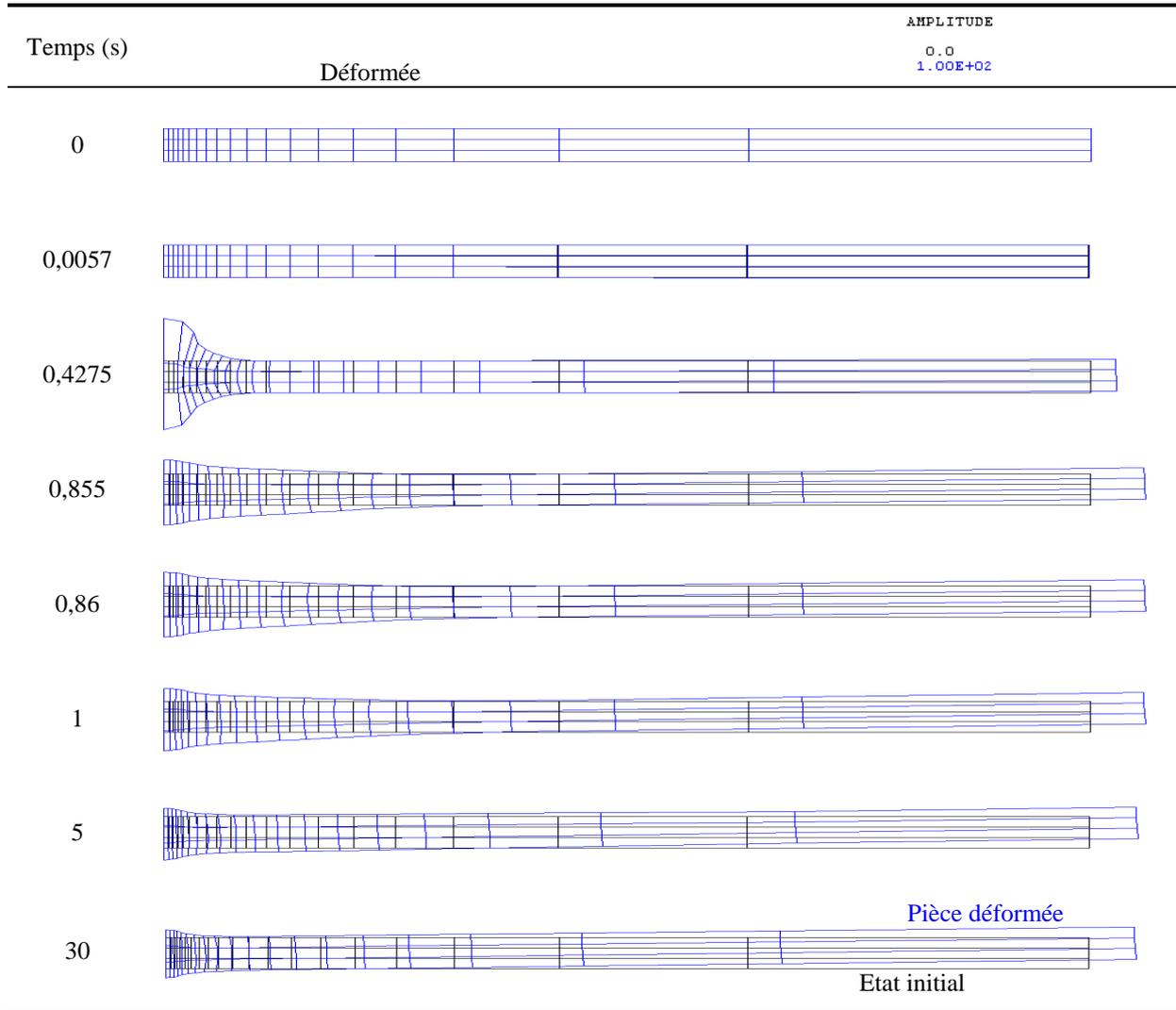


Figure 3.38: Evolution de la déformation de la surface S_T .

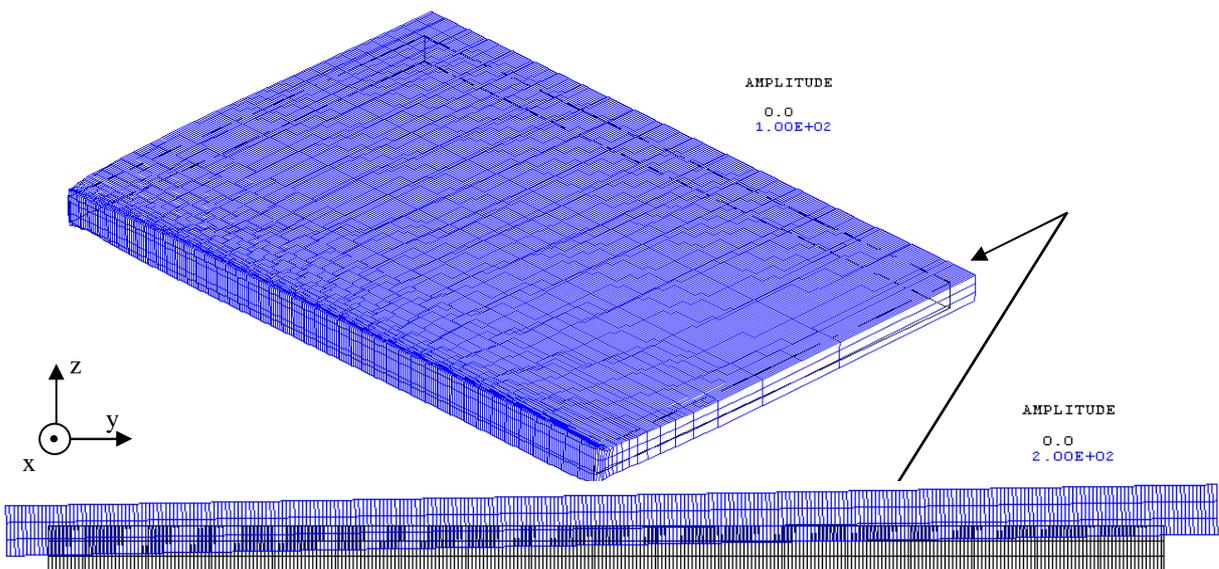


Figure 3.39: Déformée résiduelle.

5.3. Analyse comparative expérience - simulation

Le modèle de simulation numérique du comportement mécanique a permis de prédire les contraintes résiduelles générées dans les soudures par faisceau laser. Néanmoins, une étude comparative des valeurs de contraintes simulées et celle analysées expérimentalement est nécessaire pour tester la pertinence de la réponse du modèle mécanique développé. Les moyens expérimentaux à notre disposition ne nous ont pas permis d'analyser les contraintes résiduelles dans les différentes zones de la soudure réalisée par faisceau laser de l'alliage AM60. En plus, à ce jour aucun résultat d'analyse des contraintes résiduelles dans des soudures par faisceau laser des plaques AM60 n'a été publié. Pour les raisons évoquées, les résultats de notre modèle de simulation du comportement mécanique ont été comparés à des données expérimentales extraites de la bibliographie et qui sont déterminées pour des alliages de fonderie de composition proche de celle de l'alliage utilisé dans ce travail.

Coelho & al ont analysé les contraintes résiduelles générées dans des soudures obtenues par assemblage par faisceau laser Nd :YAG de plaques laminées en AZ31 de 2 mm d'épaisseur [COE.08]. L'analyse des contraintes est faite par diffraction de rayons X Synchrotron et elle a permis de déterminer l'évolution des contraintes résiduelles transversales et d'autre suivant la direction de soudage (figure 3.39a). La comparaison des profils de contraintes résiduelles mesurées avec celles simulées par notre modèle numérique, présentée par la figure 3.39, nous a permis de valider qualitativement l'état de contraintes générées après le soudage par faisceau laser des alliages de magnésium. En effet, dans la zone fondue, les contraintes simulées et celle analysées expérimentalement sont des contraintes de traction alors que toutes les deux sont nulles dans le métal de base.

Ensuite, nous avons reporté, sur un même graphique, les valeurs de contraintes résiduelles simulées et celles déterminées expérimentalement avec différentes méthodes d'analyses [KOU.06, COE.08]. Les contraintes longitudinales et celles transversales dans différentes positions en s'éloignant du cordon de soudure sont représentées respectivement par les figures 3.40 et 3.41. Une première analyse des données bibliographiques, nous permet de remarquer une dispersion dans les valeurs déterminées expérimentalement mais par contre la nature des contraintes générées dans la soudure est similaire pour les différentes méthodes utilisées. Nous pouvons constater aussi que les contraintes maximales sont longitudinales. Elles sont de traction et localisées principalement dans la zone resolidifiée de la soudure. Le même résultat est obtenu par notre simulation numérique. Cela nous permet de valider qualitativement les résultats du modèle mécanique développé.

Cependant, d'un point de vue quantitatif, les écarts constatés, sont probablement la conséquence de :

- l'effet cumulé des hypothèses adoptées pour le développement du modèle thermique et mécanique ;
- certaines erreurs de mesure ;
- le manque d'informations concernant certaines caractéristiques surtout à haute température ;

- l'influence de l'histoire mécanique sur la genèse des contraintes résiduelles après soudage. les résultats donnés par Coelho & al [COE.08] concernent des tôles laminées.

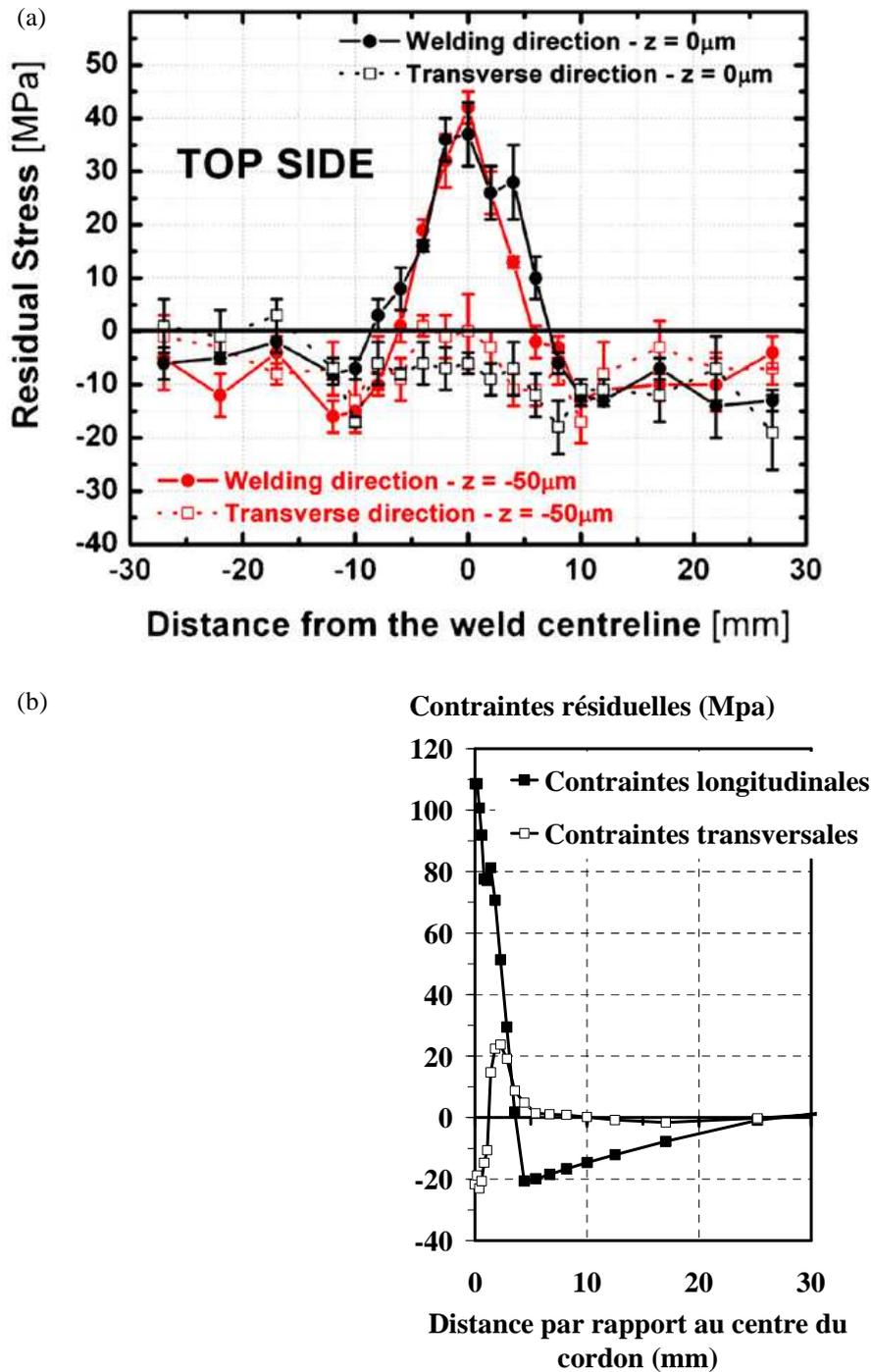


Figure 3.40: Comparaisons des profils de contraintes résiduelles générées dans une soudure par faisceau laser des plaques en alliage de magnésium : (a) profils expérimentaux (AZ31, 2mm, [COE.08]). (b) profils simulés (AM60, 3mm, ce travail).

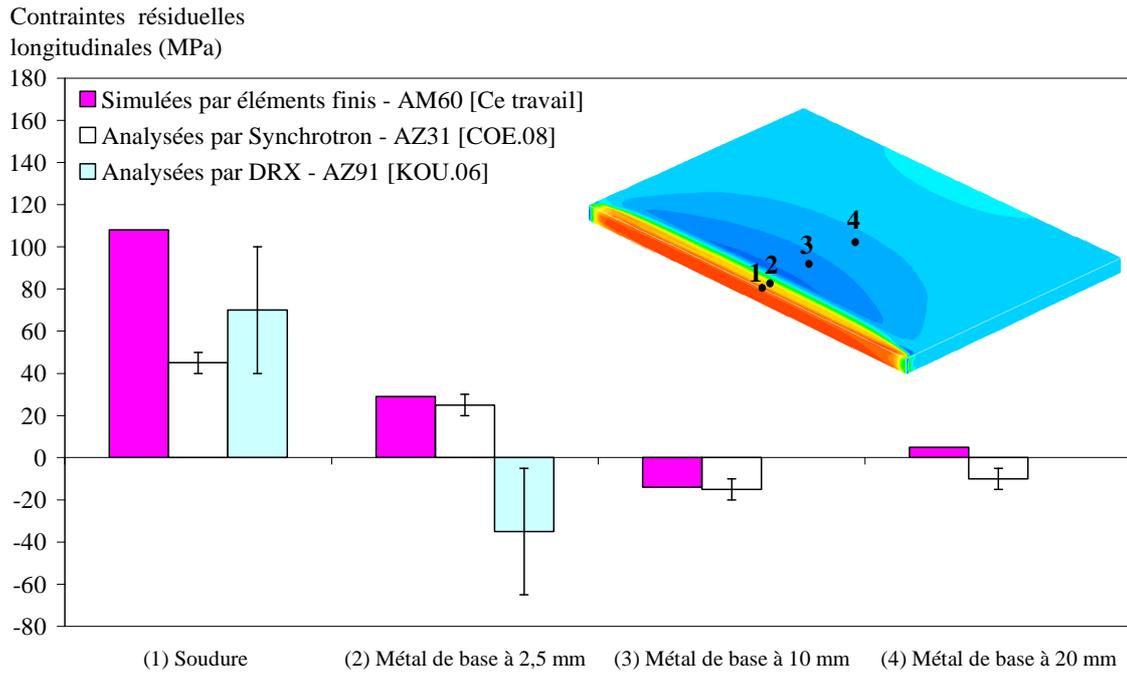


Figure 3.41: Comparaison des valeurs de contraintes longitudinales résiduelles.

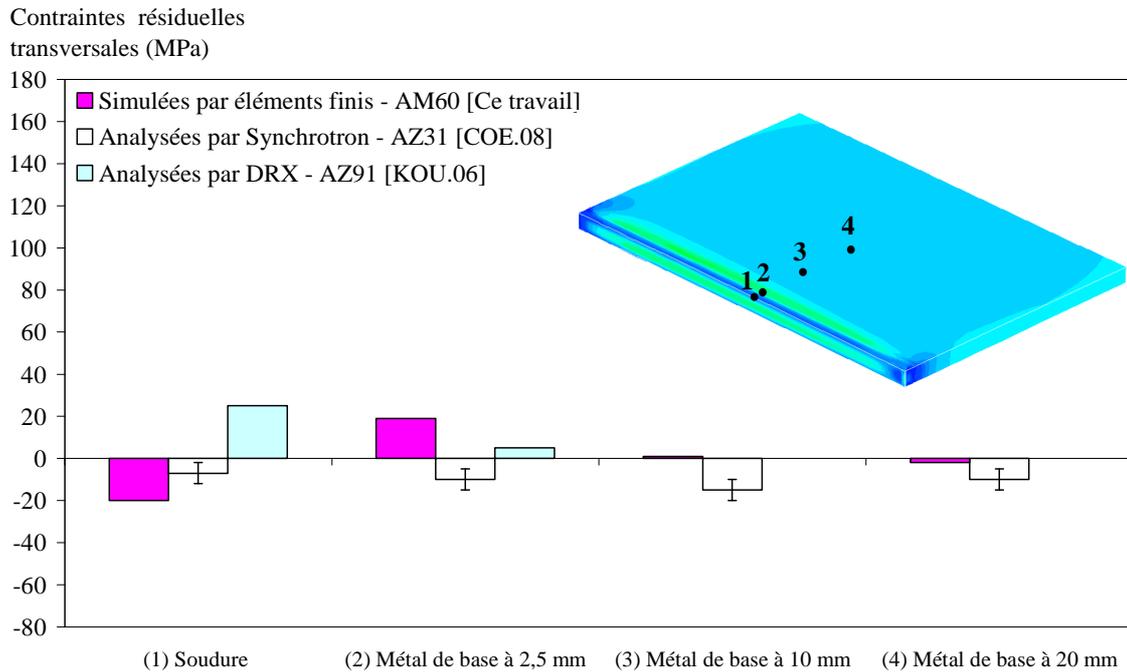


Figure 3.42: Comparaison des valeurs de contraintes transversales résiduelles.

Conclusion

Dans ce dernier chapitre, nous présentons l'étude numérique réalisée afin de prédire le comportement thermomécanique des pièces en alliage de magnésium soudées par faisceau laser. En se basant sur une analyse par élément finis, deux modèles de simulation ont été développés sur le code de calcul numérique Cast3M.

Le premier permet de suivre l'histoire thermique des plaques de 3 mm d'épaisseur au cours du soudage. Grâce à un modèle numérique transitoire non linéaire développé sur Cast3M, nous avons pu accéder à la valeur de la température en chaque point du maillage et à chaque instant. La comparaison des évolutions de la température montre une bonne concordance entre les valeurs déterminées numériquement et celles mesurées expérimentalement. La distribution spatiale de la température au voisinage de la source de chaleur confrontée aux observations métallographiques des cordons de soudure obtenue expérimentalement a permis de valider les dimensions des différentes zones caractérisant l'assemblage.

Le deuxième modèle proposé permet de prédire l'évolution des contraintes et des déformations au cours du soudage par faisceau laser jusqu'à l'état résiduel. Les résultats du modèle de simulation numérique du comportement thermique ont été utilisés pour définir le chargement dans l'analyse numérique du comportement mécanique. Une analyse numérique considérant une loi de comportement élasto-plastique a permis de déterminer la distribution des contraintes et des déformations résiduelles ainsi que la déformée finale des plaques soudées. La comparaison des résultats numérique en terme de contraintes résiduelles avec des données bibliographiques a permis une validation qualitative de la réponse du modèle développé.

Conclusion générale et perspectives

Dans ce mémoire, nous avons présenté une étude du soudage par faisceau laser CO₂ d'un alliage à base de magnésium utilisé dans l'industrie automobile. Elle concerne un volet numérique pour la simulation du procédé et un autre expérimental pour d'une part la caractérisation du matériau utilisé et d'autre part pour la validation du travail numérique.

* L'étude expérimentale, présentée dans le deuxième chapitre, nous a permis de connaître les effets du procédé de soudage par faisceau laser sur la qualité de la structure soudée, et d'acquérir un support pour la validation de travail numérique.

A travers une étude paramétrique, nous avons pu d'une part montrer que l'alliage de fonderie AM60 est soudable par faisceau laser CO₂ en mode continu ; et d'autre part d'évaluer l'influence des paramètres technologiques du procédé sur les qualités aussi bien géométriques que dimensionnelles des soudures. L'analyse des cordons a permis de montrer que les paramètres déterminants pour la faisabilité du procédé de l'alliage étudié sont la puissance du faisceau, la vitesse de soudage et le débit de gaz de protection. Un domaine de soudabilité a été déterminé pour l'assemblage par faisceau laser CO₂, de type SLAB, de plaques en alliage AM60 de 3 mm d'épaisseur. La puissance et la vitesse minimales de soudage sont respectivement fixées à 2500 W et 3,6 m/min.

Après quoi, une analyse des conséquences thermique, métallurgique et mécanique du soudage par faisceau laser a été réalisée sur des cordons de soudure obtenue par des paramètres appartenant au domaine de soudabilité.

La première partie de l'analyse a concerné la mise en œuvre d'une chaîne d'acquisition de la température par des thermocouples implantés en différents points des pièces soudées et à proximité du cordon de soudure. L'enregistrement de l'évolution de la température en fonction du temps au cours du soudage par faisceau laser ont montré que ce procédé génère d'importants gradients thermiques temporel et spatial qui sont responsables de l'apparition des contraintes résiduelles dans les pièces soudées.

Ensuite, une étude métallographique a visé la détermination des transformations microstructurales dans les pièces soudées. Elle a révélé, qu'après le soudage par faisceau laser, la structure à gros grain du métal de base est transformée en une structure dendritique au niveau de la zone fondue. Alors qu'au niveau de la zone affectée thermiquement de faible taille 100 µm environ, nous avons remarqué une diminution de la taille de grain de la phase primaire.

La dernière partie de l'analyse est consacrée à la détermination des caractéristiques mécaniques du métal de base et de la soudure. Les résultats ont montré une augmentation de la dureté dans la zone fondue et une diminution de l'allongement maximal dans l'assemblage par faisceau laser. Mais par contre la soudure et le métal de base possèdent des caractéristiques de résistance semblables.

** Dans le troisième chapitre, nous avons présenté l'étude numérique réalisée visant la simulation du procédé de soudage par faisceau laser. Elle s'intéresse à l'histoire thermique et au comportement mécanique des plaques en alliage de magnésium, de 3 mm d'épaisseur, soudées par faisceau laser. Pour ces deux comportements, nous avons développé, sur un code de calcul par éléments finis Cast3M, deux modèles numériques, tridimensionnels transitoires et non linéaires, qui ont permis de simuler, dans un premier temps, la distribution spatio-temporelle de la température et de déterminer, ensuite, l'état mécanique résiduel dans l'assemblage. Ces modèles prédictifs sont développés dans le but de contrôler, et par la suite, d'optimiser les paramètres du procédé laser en prenant en compte le couplage des effets thermiques et mécaniques.

Concernant le modèle thermique, l'étude numérique s'appuie sur la résolution de l'équation de la chaleur en régime transitoire et prend en compte la non-linéarité introduite par le chargement dépendant du temps et de l'espace et par les caractéristiques thermophysiques qui varient en fonction de la température. Il présente la particularité de prendre en considération simultanément l'apport énergétique du keyhole et celui du plasma. Le chargement est alors représenté par deux sources de chaleurs mobiles : une source volumique de forme cylindrique et une autre surfacique modélisant respectivement le keyhole et le plasma. Leurs spécifications géométriques et analytiques sont définies à partir des caractéristiques du faisceau laser utilisé et des paramètres technologiques du soudage déterminés par l'étude expérimentale. Les résultats du modèle thermique sont présentés sous forme d'isothermes de refroidissement à chaque instant du traitement et d'évolution de la température en fonction du temps dès le début du soudage jusqu'au refroidissement final des pièces. Ces résultats ont permis de suivre l'évolution du gradient thermique au cours de l'assemblage. Celui-ci est très important durant la phase d'application de la source laser, vue l'importance de la densité de puissance introduite, mais beaucoup plus faible au cours de la phase de refroidissement. Ce gradient thermique va être responsable de l'apparition, au cours du soudage, d'un gradient de déformation qui peut générer des contraintes résiduelles.

Pour l'étude comportement mécanique, l'analyse numérique est basée sur une modalisation d'un comportement elasto-plastique en introduisant, comme chargement, l'évolution, en fonction du temps, de la distribution de la température. Celle-ci représente le résultat du modèle thermique. Les caractéristiques mécaniques, extraites de la bibliographie, sont introduites dans le modèle de simulation sous forme d'évolution en fonction de la température. L'analyse transitoire non linéaire a permis de prédire l'évolution des contraintes et des déformations en fonction du temps ainsi que la distribution des contraintes et des déformations résiduelles générées dans les pièces soudées par faisceau laser. Le modèle nous a permis de montrer que le soudage laser des alliages de magnésium génère des contraintes résiduelles. Celles-ci sont maximales dans la zone affectée par la source de chaleur et nulle dans le métal de base.

Une analyse comparative a révélé une bonne correspondance entre les résultats expérimentaux et ceux numériques qui traduit une réponse satisfaisante des modèles numériques proposés. En effet, d'une part la comparaison des évolutions temporelles de la

température déterminées par simulation numérique et celles mesurées expérimentalement a conduit à la validation du modèle thermique. D'autre part, la confrontation des profils de contraintes résiduelles simulées avec des résultats d'analyses expérimentales extraite de la bibliographie a permis de valider qualitativement la réponse de notre modèle mécanique et de confirmer que ses résultats sont prometteurs.

*** A l'issue de ce travail, nous pouvons relever quelques observations et présenter quelques perspectives.

- Il sera intéressant de développer une procédure sur Cast3M permettant d'introduire dans le modèle un maillage adaptatif qui dépendra de la position de la source de chaleur au cours de la phase de soudage. Cette démarche permettra de diminuer la taille du problème notamment en terme de temps de calcul et d'espace mémoire nécessaire pour la résolution numérique du problème.
- En termes de loi de comportement, le modèle numérique développé est basé sur une analyse considérant un comportement élasto-plastique. Dans la continuité, il pourrait être intéressant d'utiliser des modèles de comportement viscoplastiques à haute température et voir l'importance du choix du type de comportement sur la réponse thermique et mécanique.
- L'intégration de l'effet thermique du changement d'état physique (liquide ↔ solide) peut être intéressante. Une procédure PHASE existante sur Cast3M permet, d'après sa définition, de prendre en considération l'effet du changement de phase à travers l'intégration de la chaleur latente. Dans notre travail, nous avons intégré cette procédure dans le modèle thermique mais des problèmes de résolution ont été rencontrés au cours de son utilisation dans le calcul itératif. Une étude plus approfondie est nécessaire pour tester l'influence de l'intégration de ce phénomène physique sur la réponse du modèle de simulation du soudage par faisceau laser.
- L'apport énergétique du plasma est modélisé par une source de chaleur surfacique homogène au voisinage du keyhole. Une modélisation de cette source avec une répartition gaussienne peut être plus réaliste.
- Le modèle numérique proposé n'est applicable que pour des soudures symétriques. **Etendre** l'étude développée à des soudures asymétriques, pour le soudage des alliages de magnésium de composition différente ou l'assemblage d'un alliage de magnésium et d'un autre à base d'aluminium, semble être une perspective intéressante à explorer au niveau de la modélisation du soudage par faisceau laser.
- Un des problèmes rencontré dans l'utilisation des pièces mécaniques en alliages de magnésium est leur tendance à la corrosion. Les études de caractérisation réalisées dans ce travail doivent être complétées par l'analyse du comportement corrosif de la soudure par faisceau laser des alliages de magnésium.

Références bibliographiques

- [ROS.41] D. Rosenthal, Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, *Welding journal*, 1941, 20, pp. 220-234.
- [ROS.46] D. Rosenthal, The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments, *Trans ASME*, 1946, 68, pp. 849-866.
- [RUF.72] C. Rüffler and K. Gürs, Cutting and welding using a CO₂ laser, *Optics & Laser Technology*, Volume 4, Issue 6, 1972, pp. 265-269.
- [HIB.73] H. D. Hibbitt and P. V. Marcal, A numerical, thermo-mechanical model for the welding and subsequent loading of a fabricated structure, *Computers and Structures*, 1973, Volume 3, Issue 5, pp. 1145-1174.
- [TOU.67] Y. S. Touloukian, *Thermophysical Properties of High Temperature Solid Materials-Volume 2: Nonferrous Alloys-Part II: Nonferrous Multiple Alloys*, The Macmillan Company, New York, 1967.
- [AFN.82] Le magnésium et ses alliages : Caractérisation, mise en œuvre et application, fascicule de documentation A65-700, AFNOR, décembre 1982.
- [GOL.84] J.A. Goldak, A. Chakravarti et J. Bibby, A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transactions*, 1984, 15B, pp. 299-305.
- [BAZ.85a] F. Bazile, Données numériques sur le magnésium et ses alliages, *Technique de l'ingénieur*, Form.M 453, 1985.
- [BAZ.85b] F. Bazile, Propriété du magnésium et de ses alliages, *Techniques de l'ingénieur*, traité Matériaux métallique, M 450, 1985.
- [REH.87] L.E. Rehn, S.T. Picraux, H. Wiedersich (Eds.), *Surface Alloying by Ion, Electron and Laser Beams*, ASM, Metals Park, OH, 1987.
- [STE.88] W.M. Steen, J. Dowden, M. Davis, P. Kapadia, A point and line source model of laser keyhole welding, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1988, Volume 21, Issue 8, pp. 1255-1260.
- [AST.89] ASTM, Standard method of tension testing wrought and cast aluminium and magnesium alloys products [Metric], B557M-84, 1989, pp. 60-70.
- [BAR.92] L. Barrallier, *Genèse des contraintes résiduelles de nitruration : modélisation et expérimentation*, thèse de doctorat, ENSAM, 1992.
- [BER.92] J.M. Bergheau, D. Pont and J.B. Leblond, Three-dimensional simulation of a LASER surface treatment through steady state computation in the heat source comoving frame, *Mechanical Effects of Welding*, Springer-Verlag, 1992, pp. 85-92.
- [VAN.92] A. B. Vannes, le soudage laser de faibles et moyenne épaisseurs, CETIM, 1992.
- [CAZ.94] R. Cazes, Soudage par faisceaux à haute énergie : faisceau d'électrons et laser, *Technique de l'ingénieur*, B7740, 1994.
- [MUR.94] G. Murry, Soudage et soudabilité métallurgique des métaux, *Technique de l'ingénieur*, M715, 1994.
- [ROE.95] J.B. Roelens, Determination of residual stresses in submerged arc multi-pass welds by means of numerical simulation and comparison with experimental measurements, *Institute of Materials, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 2 (United Kingdom)*, 1995, pp. 226-241.
- [HAF.96] H. Haferkamp, Fr. W. Bach, I. Burmester, K. Kreutzburg and M. Niemeyer, Nd:YAG laser beam welding of magnesium constructions, *Proceedings of the Third International Magnesium Conference*, UMIST, Manchester, UK, 10-12 April 1996, pp. 89-98.
- [ASA.97] T. Asahina, and H. Tokisue, Some characteristics of TIG welded joints of AZ31 magnesium alloy, *International Journal of Fatigue*, 1997, Volume 19, Issue 1.
- [BILL.97] L. Billaud, magnésium et alliages de magnésium, matériaux métallique, DUNOD, décembre 1997.

- [DRA.97] U. Draugelates, B. Bouaifi and S. Steinborn, Modeling and numerical simulation of heat transfer in welding processes, *Modell. Appl. Math*, Berlin, 1997, pp. 489-494.
- [HAF.97a] H. Haferkamp, F. von Alvensleben, I. Burmester and M. Niemeyer, The characteristics of laser beam welded magnesium alloys, *Proceedings of the Laser Materials Processing Conference ICALEO, Part 2*, 1997, pp. 140-149.
- [HAF.97b] H. Haferkamp, I. Burmester and M. Niemeyer, Laser beam welding of magnesium alloys, *Technological Developments and Advances for Australian Industry, Proceedings of the International Welding and Joining Research Conference, WTIA 45th Annual Conference, Vic.*, 10–12 November 1997.
- [LIN.97] L.E. Lindgren, H.A. Hfiggblad, J.M.J. McDillb and A.S. Oddy, Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 1997, 147, pp. 401-409.
- [MIC.97] P. Michaleris and A. Debicari, Prediction of welding distortion, *Welding Journal*, 1997, 76, 4, pp. 172-180.
- [PAS.97a] P. Pasquet, *Maillage, CASTEM2000*, 1997.
- [PAS.97b] P. Pasquet, *Langage et procédures, CASTEM2000*, 1997.
- [PAS.97c] P. Pasquet, *Post-traitements, CASTEM2000*, 1997.
- [WEI.97] A. Weisheit, R. Galun and B.L. Mordike, Weldability of various magnesium alloys using a CO₂-laser I IW Seminar, *Trends Weld. Light Weight Automobile Rail road Vehicles*, 1997, pp. 28–41.
- [BOI.98] D. Boisselier, O. Fréneaux, J. P. Gaufillet, J. Hamy and D. Marchand, *les procédés de soudage par fusion : le soudage laser, Air liquide – IREPA*, 1998.
- [DRA.98a] U. Draugelates, B. Bouaifi and S. Steinborn, Joining magnesium alloys-optimizing welding parameters by numerical simulation, *Magnesium Alloys and their Applications, Wolfsburg, Germany*, 28–30 April 1998, pp. 627–632.
- [DRA.98b] U. Draugelates, B. Bouaifi and S. Steinborn, Simulation of laser beam welding of magnesium alloys, *Proceeding of First International Conference on Magnesium Science and Technology, Jerusalem, Israel*, 1998, pp. 10-12.
- [HAF.98] H. Haferkamp, U. Dilthey, G. Trager, I. Burmester and M. Niemeyer, Beam welding of magnesium alloys, in: *Proceedings Conference: Magnesium Alloys and Their Applications, Wolfsburg, Germany*, 28–30 April 1998, pp. 595-600.
- [LEO.98] K.H. Leong, G. Kornecki, P.G. Sanders and J.S. Keske, Laser beam welding of AZ31B-H24 alloy, *ICALEO 98: Laser Materials Processing Conference, Orlando, FL*, 16–19 November 1998, pp. 28–36.
- [FIC.98] E. Le Fichoux, *Présentation et utilisation de CASTEM 2000, ENSTA-LME*, avril 1998.
- [WEI.98] A. Weisheit, R. Galun and B.L. Mordike, CO₂ laser beam welding of magnesium-based alloys, *Weld. Res. Suppl.*, 1998, Volume 74, Issue 4, pp. 149–154.
- [ASA.99] T. Asahina, H. Tokisue, K. Katoh, Solidification crack sensitivity of TIG welded AZ31 magnesium alloy, *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 1999, Volume 49, Issue 12; pp. 595-599.
- [FRE.99] M. R. Frewin and D. A. Scott, Finite Element Model of Pulsed Laser Welding, *Welding Journal, welding research supplement*, 1999, pp.15-22.
- [LEH.99] C. Lehner, G. Reinhart and L. Schaller, Welding of die cast magnesium alloys for production, *Journal of Laser Applications*, Volume 11, Issue 5, 1999, pp. 206-210
- [NGU.99] N. T. Nguyen, A. Ohta, K. Matsuoka, N. Suzuki and Y. Maeda, Analytical Solutions for Transient Temperature of Semi-Infinite Body Subjected to 3-D Moving Heat Sources, *Welding research, supplement to the welding journal*, 1999, pp.265 – 274.
- [PAS.99a] P. PASQUET, *Calculs thermiques, CASTEM2000*, 1999.
- [PAS.99b] P. PASQUET, *Calculs mécaniques – I, – II, CASTEM2000*, 1999.

- [SAN.99] P.G. Sanders, J.S. Keske, K.H. Leong and G. Kornecki, High power Nd:YAG and CO₂ laser welding of magnesium, *Journal of Laser Applications*, Volume 11, Issue 2, 1999, pp. 96–103.
- [SEM.99] V. V. Semak, B. Damkroger and S. Kempka, Temporal evolution of the temperature field in the beam laser interaction zone during material processing, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 32, 1999, pp. 1819-1825.
- [STE.99] A. Stern, A. Munitz, Partially melted zone microstructural characterization from gas tungsten-arc bead on plate welds of magnesium AZ91 alloy, *Journal of Materials Science Letters* 18, 1999, pp. 853– 855.
- [AFN.00] ANFOR, Industrie aéronautique - Assemblages soudés et brasés pour constructions aéronautiques. - Assemblages de matériaux métalliques soudés par faisceaux laser. - Qualité des assemblages soudés, NF L06-395, Paris, Avril 2000.
- [DHA.00] M. Dhahri, J.E. Masse, J.F. Mathieu, G. Barreau and M. Autric, CO₂ laser welding of magnesium alloys, *Proceedings of the SPIE: High-Power Lasers in Manufacturing*, vol. 3888, 2000, pp. 725–732.
- [PAS.00] M. Pastor, H. Zhao, T. DebRoy, Continuous wave-Nd:yttrium–aluminium–garnet laser welding of AM60B magnesium alloys, *Journal of Laser Applications*, 2000, Volume 12, Issue 3, pp. 91–100
- [DAH.01] A. K. Dahle, Y. C. Lee, M. D. Nave, P. L. Schaffer, D. H. StJohn, Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys, *Journal of Light Metals* 1, 2001, pp 61-72.
- [DHA.01a] M. Dhahri, J.E. Masse, J.F. Mathieu, G. Barreau, M. Autric, Laser weldability of WE43 magnesium alloy for aeronautic industry, *Proceedings of the Third LANE 2001: Laser Assisted Net Shape Engineering* 3, Erlangen, 28–31 August 2001, pp. 297–310.
- [DHA.01b] M. Dhahri, J.E. Masse, J.F. Mathieu, G. Barreau, M. Autric, Laser welding of AZ91 and WE43 magnesium alloys for automotive and aerospace industries, *Adv. Eng. Mater.* Volume 3, issue 7, 2001, pp. 504–507.
- [GRI.01] C. Grignon, E. Petitpas, R. Perinet and J. Condoure, Modélisation thermométallurgique appliquée au soudage laser des aciers, *International Journal of Thermal Sciences*, 40, 2001, pp. 669–680.
- [LIN.01a] L.E. Lindgren, Finite element modeling and simulation of welding. Part 3: efficiency and integration, *Journal of Thermal Stresses*, volume 24, issue 3, 2001, pp. 305 – 334.
- [LIN.01b] L.E. Lindgren, Finite element modeling and simulation of welding. part 2: improved material modeling, *Journal of Thermal Stresses*, 2001, volume 24, issue 3, pp. 195 – 231.
- [MAR.01] M. Marya, G. Edwards, S. Marya and D.L. Olson, Fundamentals in the fusion welding of magnesium and its alloys, *Proceedings of the Seventh JWS International Symposium*, Kobe, 20–22 November 2001, pp. 597–602.
- [MOR.01] B.L. Mordike and T. Ebert, Magnesium: Properties — applications — potential, *Materials Science and Engineering A302*, 2001, pp. 37-45.
- [MUN.01] A. Munitz, C. Cotler, A. Stern and G. Kohn, Mechanical properties and microstructure of gas tungsten arc welded magnesium AZ91D plates, *Materials Science and Engineering A302*, 2001, pp. 68–73.
- [NAK.01] K. Nakata, S. Inoki, Y. Nagano, T. Hashimoto, S. Johgan and M. Ushio, *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding*, Kobe, Japan, September 27–28, 2001.
- [TRA.01] Table of emissivity of various surfaces, TRANSMETRA haltec GmbH, 2001.
- [ZHA.01] H. Zhao and T. Debroy, Pore formation during laser beam welding of die-cast magnesium alloy AM60B - Mechanism and remedy, *Welding research supplement*, 2001, pp. 204-210.
- [BESS.02] J. Bessrouer, M. Bouhafis, R. Khadrani et M. Jammali, Modèle thermique instationnaire d'un traitement superficiel par une source laser mobile, *International Journal of Thermal Sciences*, issue 41, 2002, pp. 1055-1066.
- [DHA.02] M. Dhahri, J.E. Masse, J.F. Mathieu, G. Barreau, M. Autric, Laser welding of magnesium alloys for automotive and aerospace applications, <http://webdb.dgm.de/dgm lit/>, October 2002.

- [DUR.02] A. P. Druschitz, E. R. Showalter, J. B. McNeill and D. L. White, Evaluation of Structural and High-Temperature Magnesium Alloys, SAE 2002 World Congress Detroit, Michigan March 4-7, 2002.
- [CZE.02] F. Czerwinski, On the generation of thixotropic structures during melting of Mg-9%Al-1%Zn alloy, *Acta Materialia*, 50, 2002, pp.3265–3281.
- [KI.02a] H. Ki, P.S.Mohanty and J. Mazumder, Modeling of laser keyhole welding: Part I. mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 33, issue 6, June 2002, pp. 1817-1830.
- [KI.02b] H. Ki, P.S.Mohanty and J. Mazumder, Modeling of laser keyhole welding: Part II. simulation of keyhole evolution, velocity, temperature profile, and experimental verification, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 33, issue 6, June 2002, pp. 1831-1842.
- [LIN.02] A. Lindemann, J. Schmidt, M. Todte and T. Zeuner, Thermal analytical investigations of the magnesium alloys AM60 and AZ91 including the melting range, *Thermochimica Acta* 382, 2002, pp. 269–275.
- [QIN.02] Shi Qingyu, Lu Anli, Zhao Haiyan and Wu Aiping, Development and application of the adaptive mesh technique in the three-dimensional numerical simulation of the welding process, Volume 121, Issues 2-3, 2002, pp. 167-172.
- [SHA.02] J. Shanghvi and P.Michaleris, Thermo-elasto-plastic finite element analysis of quasi-state processes in eulerian reference frames, *Int J. Numer. Meth. Eng.*, 53, 2002, pp. 1533-1556.
- [BEN.03] A. Ben Rhima, J. Bessrou, M. Bouhafs, R. Khadrani, Une modélisation de la genèse des contraintes résiduelles lors d'un traitement superficiel par une source laser mobile, *International Journal of Thermal Sciences*, issue 42, 2003, pp. 759-776.
- [SOU.02] B. Souloumiac, F. Boitout et J. M. Bergheau, A new local global approach for the modelling of welded steel component distortions. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* 6, 2002, pp. 573-590.
- [DEP.03] L. Depradux, Simulation numérique du soudage – Acier316L, thèse de l'ENSA de Lyon, 2003.
- [DHA.03] M. Dhahri, étude expérimentale et numérique de la soudabilité des alliages de magnésium par laser CO₂ de puissance, application pour l'automobile et l'aéronautique, thèse de doctorat de l'université de Nice Sophia Antipolis, 2003.
- [DUT.03] J. Dutta Majumdar and I. Manna, Laser processing of materials, *Sadhana*, Volume 28, 2003, pp. 495-562.
- [LEE.03a] W.B. Lee, J.W. Kim, Y.M. Yeon, S.B. Jung, The Joint Characteristics of Friction Stir Welded AZ91D Magnesium Alloy, *Materials Transactions*, volume 44, issue 5, 2003, pp. 917-923.
- [LEE.03b] W.B. Lee, Y.M. Yeon, S.B. Jung, Joint properties of friction stir welded AZ31B– H24 magnesium alloy, *Materials Science and Technology*, volume 19, issue 6, 2003 , pp. 785-790.
- [MIC.03] V. Michailov, M. Stadtaus, M. rethmeier, Numerical MIG-welding simulation of magnesium alloys, 7th International Seminar: Numerical Analysis of Weldability, 29 September – 1 October, 2003 Graz Seggau, Austria.
- [RUD.03] A. Rudajevova, M. Stanek, P. Lukac, Determination of thermal diffusivity and thermal conductivity of Mg-Al alloys, *Materials Science and Engineering A341*, 2003, pp. 152-157.
- [STJ.03] D.H. StJohn, A.K. Dahle, T. Abbott, M.D. Nave, and Ma Qian, Solidification of cast magnesium alloys, Best Paper Award in TMS Magnesium Technology 2003, pp. 95-100.
- [TSI.03] S. A. Tsirkas, P. Papanikos, Th. Kermanidis, Numerical simulation of the laser welding process in butt-joint specimens, *Journal of Materials Processing Technology* 134, 2003, pp. 59 – 69.
- [WAN.03] R.M. Wang, A. Eliezer, E.M. Gutman, An investigation on the microstructure of an AM50 magnesium alloy, *Materials Science and Engineering A355*, 2003, pp. 201-207.
- [BAR.04] S. Barbagallo, H.I. Laukli, O. Lohne, E. Cerri, Divorced eutectic in a HPDC magnesium–aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds* 378, 2004, pp. 226-232.

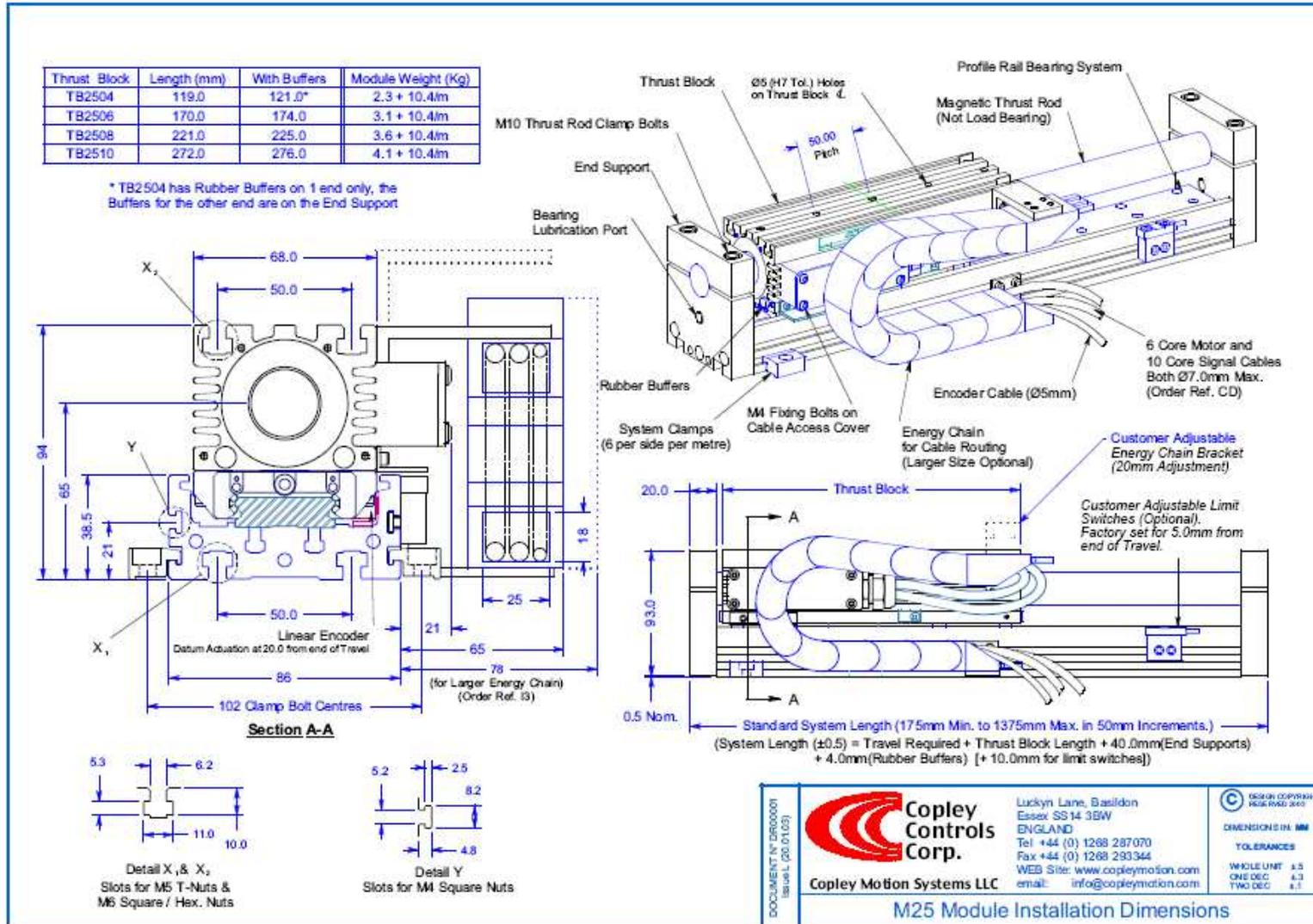
- [BER.04] J. M. Berghea, Modélisation numérique des procédés de soudage, technique de l'ingénieur, BM 7 758, Juillet 2004.
- [DAS.04] A.K. Dasgupta, J. Mazumder, Laser welding of AM60 magnesium alloy, Magnesium technology 2004, pp. 43-48.
- [DIT.04] C. S.Ditze, Recycling of Magnesium Alloys, Magnesium - Alloys and Technology, Jun 2004.
- [GHA.04] E. Ghali, La résistance à la corrosion des alliages de Magnésium, 6^{ième} colloque sur les métaux légers, Association des Métaux Légers, Mai 2004, Trois-Rivières.
- [MAT.04] K. Máthis, F. Chmelik, Z. Trojanová, P. Lukác, J. Lendvai, Investigation of some magnesium alloys by use of the acoustic emission technique, Materials Science and Engineering A 387–389, 2004, pp. 331–335
- [PER.04] M.T. Pérez-Prado, J.A. del Valle 1, J.M. Contreras, O.A. Ruano, Microstructural evolution during large strain hot rolling of an AM60 Mg alloy, Scripta Materialia 50, 2004, pp. 661–665.
- [REI.04] D. Reid, Applications du magnésium - Hydro Magnesium, 6^{ième} colloque sur les métaux légers, Association des Métaux Légers, Mai 2004, Trois-Rivières.
- [STA.04] F. Stauder, le magnésium dans l'automobile, fiche technique automobile, février 2004.
- [CAO.05] X. Cao, M. Xiao, M. Jahazi, J.P. Immarigeon, Continuous wave Nd:YAG laser welding of sand-cast ZE41A-T5 magnesium alloys, Materials and Manufacturing Processes, Volume 20, Number 6, 2005, pp. 987-1004.
- [FER.05] C. Ferdinand, Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et laser de tôles d'alliages de titane réfractaires, thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, 9 novembre 2005.
- [GER.05] V.Y. Gertsman, J. Li, S.Xu, J.P. Thomson, M. Sahoo, microstructure and second-phase particles in low- and high-pressure die-cast Magnesium alloy AM50, Metallurgical and Materials transactions A, volume 36A, august 2005, pp. 1998-1997.
- [LIU.05] S.Y. Liu, J.D. Hu, Y. Yang, Z.X. Guo, H.Y. Wang, Microstructure analysis of magnesium alloy melted by laser irradiation, Applied Surface Science, volume 252, 2005, pp. 1723-1731.
- [MAC.05] A.P. Mackwooda, R.C. Craferb, Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review, Optics & Laser Technology 37, 2005, pp. 99-115.
- [MIS.05] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering R 50, 2005, pp. 1–78.
- [BAS.06] A. Bastier, Modélisation du soudage d'alliages d'aluminium par friction et malaxage, thèse de doctorat de l'École Polytechnique, 2006.
- [CAO.06] X. Cao, M. Jahazi, J.P. Immarigeon, W. Wallace A review of laser welding techniques for magnesium alloys, Journal of Materials Processing Technology 171, 2006, pp. 188–204.
- [GOB.06] M. Göbel1, J. Hildebrand and F. Werner, The simulation of laser beam welding of silica elements, Joint International Conference on Computing and Decision Making in Civil and Building Engineering, June 14-16, 2006 - Montréal, Canada.
- [CRE.06] D.A.Cremers and L.J. Radziemski, Handbook of Laser-Induced breakdown spectroscopy, John Wiley & Sons, 2006.
- [HAV.06] W. V. Haver, Soudage innovateur des alliages métalliques légers, Metallerie 87, 2006.
- [KOU.06] A. Kouadri-Henni, L. Barrallier, Caractérisation des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X de joints soudés par LBW et FSW Application : alliage de magnésium AZ91, 6^{ème} colloque RAYONS X ET MATIERE - RX 2006 - LIMOGES 20-23 février, 2006.
- [OHN.06] M. Ohno, D. Mirkovic, R. Schmid-Fetzer, Liquidus and solidus temperatures of Mg-rich Mg–Al–Mn–Zn alloys, Acta Materialia 54, 2006, pp. 3883–3891.
- [RAT.06] W. Rath, Laser hoher Strahlqualität:Technik und Anwendungen, Rofin Sinar Laser GmbH, Hamburg Germany,2006.

- [SUN.06] D. Q. Sun, D. X. Sun, S. Q. Yin and J. B. Li, Microstructures and Mechanical Properties of Tungsten Inert Gas Welded Magnesium Alloy AZ91D Joints, ISIJ International, Volume 46, issue 8, 2006, pp. 1200–1204.
- [ZHU.06] T. Zhu, Z. W. Chen, W. Gao, Incipient melting in partially melted zone during arc welding of AZ91D magnesium alloy, Materials Science and Engineering A 416, 2006, pp. 246–252.
- [WAN.06] Wang Xunhong, Wang Kuaishe, Microstructure and properties of friction stir butt-welded AZ31 magnesium alloy, Materials Science and Engineering A 431, 2006, pp. 114–117.
- [CHA.07] G. Chadha, J. E. Allison, and J. W. Jones, The role of microstructure on ductility of die-cast AM50 and AM60 magnesium alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, volume 38a, 2007, pp.286-297.
- [DAR.07] B.M. Darras, M.K. Khraisheh, F.K. Abu-Farha, M.A. Omar, Friction stir processing of commercial AZ31 magnesium alloy, Journal of Materials Processing Technology 191, 2007, pp.77–81.
- [LIA.07] G. Liang and S. Yuan, Study on the temperature measurement of AZ31B magnesium alloy in gas tungsten arc welding, Materials Letters, In Press, Corrected Proof, Available online 7 December 2007.
- [SPI.07] R. Spina, L. Tricarico, G. Basile, T. Sibillano, Thermo-mechanical modeling of laser welding of AA5083 sheets Journal of Materials Processing Technology 191, 2007, pp. 215–219.
- [VAN.07] G.F. Vander Voort, W. Ahmed, G. Blann, P. didier, D. Fisher, S. holt, J. Klansky and G. Lucas, The Science Behind Materials Preparation - A guide to materials preparation and analysis, BUEHLER® SUM-MET™, 2007.
- [ABD.08] K. Abderrazak, W. Ben Salem, H. Mhiri, G. Lepalec and M. Autric, Modelling of CO₂ laser welding of magnesium alloys, Optics & Laser Technology, Volume 40, Issue 4, June 2008, pp. 581-588.
- [AFR.08] N. Afrin, D.L. Chen, X. Cao, M. Jahazi, Microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy, Materials Science and Engineering A, 472, 2008, pp. 179–186.
- [CAS.08] G. Casalino, A.D. Ludovico, Finite element simulation of high speed pulse welding of high specific strength metal alloys, journal of materials processing technology 197, 2008, pp 301–305.
- [COE.08] R.S. Coelho, A. Kostka, H. Pinto, S. Riekehr, M. Koçak, A.R. Pyzalla, Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B laser beam welds, Materials Science and Engineering A 485, 2008, pp. 20–30.
- [MOR.08] G.A. Moraitis and G.N. Labeas, Residual stress and distortion calculation of laser beam welding for aluminum lap joints, Journal of Materials Processing Technology, Volume 198, Issues 1-3, 2008, pp. 260-269.
- [WOO.08] W. Woo, H. Choo, M.B. Prime, Z. Feng, B. Clausen, Microstructure, texture and residual stress in a friction-stir-processed AZ31B magnesium alloy, Acta Materialia, 2008, article in press.
- [ZHA.08] Y. Zhang, J. Chen, W. Lei, R. Xv, Effect of laser surface melting on friction and wear behavior of AM50 magnesium alloy, Surface & Coatings Technology, article in press.
- [SUD.08] A.D. Südholz, N. Birbilis, C.J. Bettles, M.A. Gibson, Corrosion behaviour of Mg-alloy AZ91E with atypical alloying additions, Journal of Alloys and Compounds, article in press.
- [@ASM] ASM Handbooks Online, <http://products.asminternational.org/hbk/index.jsp>
- [@CAS] <http://www-cast3m.cea.fr/cast3m/index.jsp>
- [@ENG] www.engineeringtoolbox.com

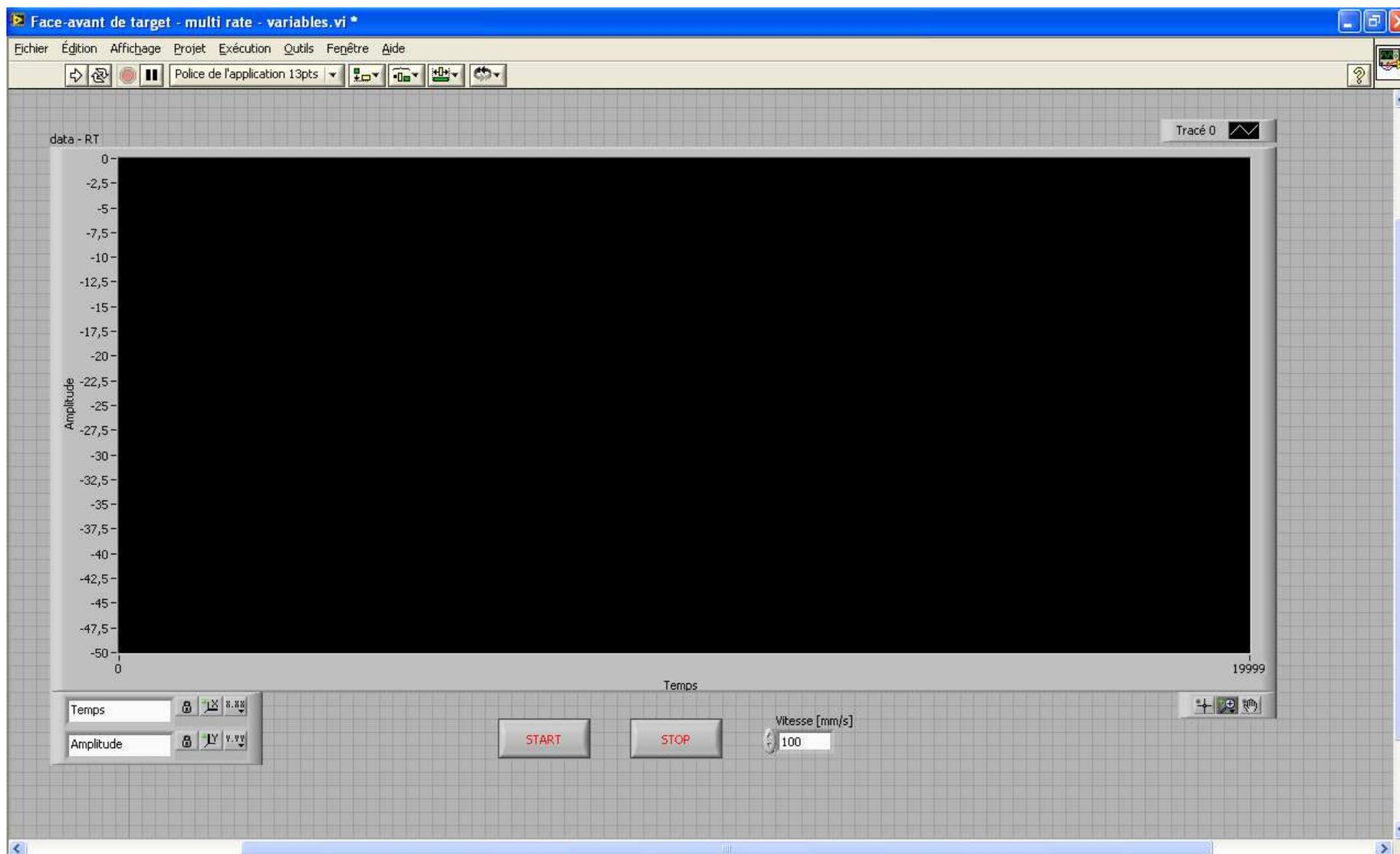
Annexes

<i>Annexe 1.1. : Moteur linéaire.....</i>	<i>147</i>
<i>Annexe 1.2. : Programmation sur LabVIEW du déplacement du moteur linéaire.....</i>	<i>148</i>
<i>Annexe 1.3. : Interface de commande du moteur linéaire.....</i>	<i>149</i>
<i>Annexe 2.1. : Programmation sur LabVIEW de l'acquisition de la température.....</i>	<i>150</i>
<i>Annexe 2.2. : Interface de commande des thermocouples.....</i>	<i>151</i>
<i>Annexe 3. : Fiches ASTM.....</i>	<i>152</i>

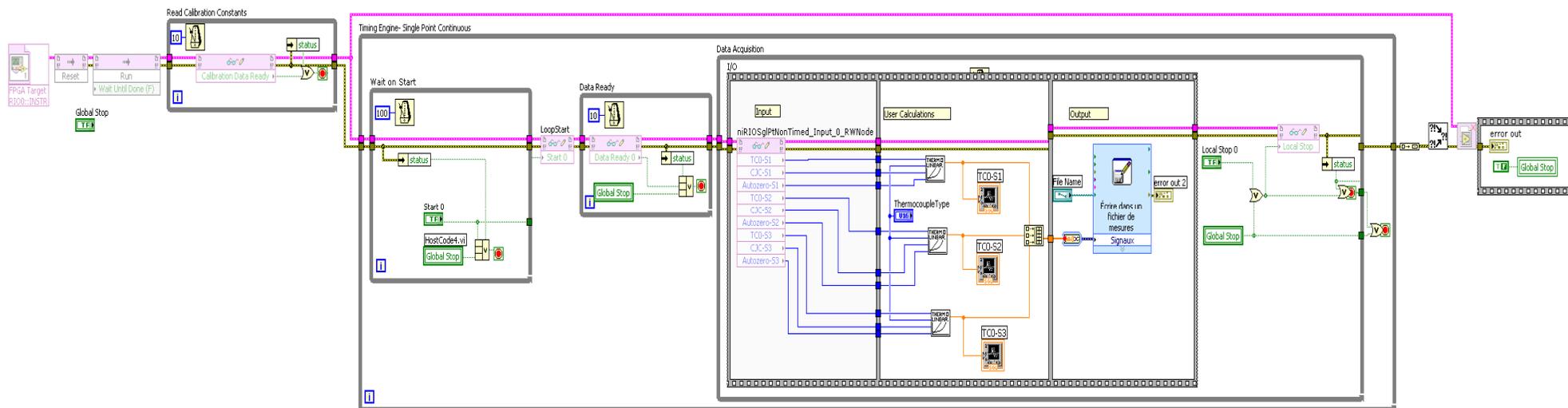
Annexe 1.1. : Moteur linéaire



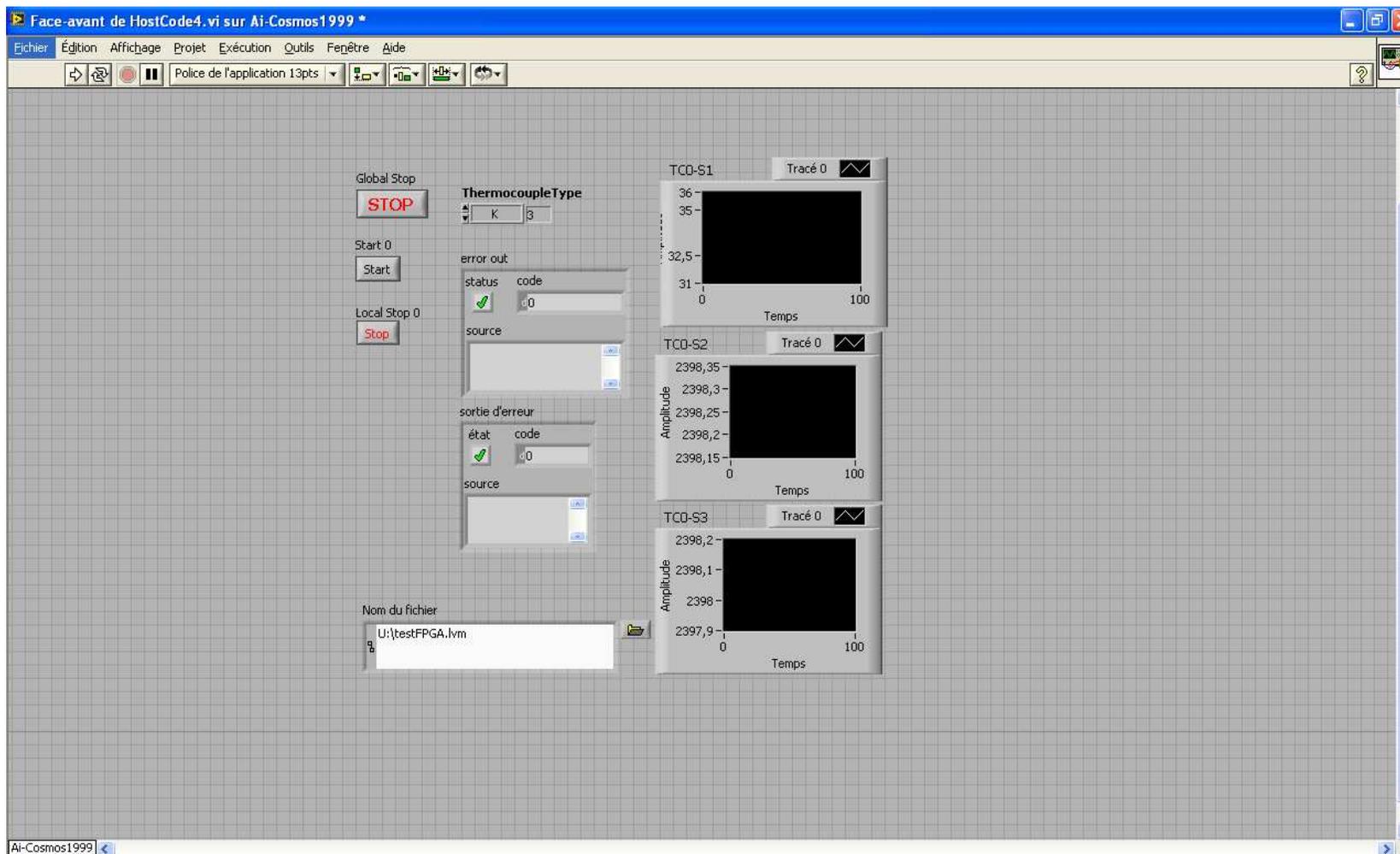
Annexe 1.3. : Interface de commande du moteur linéaire



Annexe 2.1. : Programmation sur LabVIEW de l'acquisition de la température



Annexe 2.2. : Interface de commande des thermocouples



Contribution à l'étude expérimentale et numérique du soudage laser : Application aux alliages de magnésium

Résumé: Ce travail s'intéresse à l'étude du soudage par faisceau laser de l'alliage de magnésium de désignation AM60. Il concerne un volet expérimental et un autre numérique.

L'étude expérimentale vise l'investigation des conséquences métallurgiques et mécaniques du procédé sur l'alliage utilisé et la validation des résultats numériques du modèle thermique développé. En premier lieu, une étude paramétrique a permis de déterminer les paramètres du soudage par faisceau laser CO₂ de plaques en alliage AM60 de 3 mm d'épaisseur. En deuxième lieu, la mise en œuvre d'une chaîne d'acquisition de la température, par des thermocouples implantés à proximité du cordon, a permis l'enregistrement de la température en fonction du temps au cours du soudage. En troisième lieu, l'étude métallographique de l'assemblage, a révélé que la structure à gros grain du métal de base est transformée en une structure dendritique au niveau de la zone fondue. Alors qu'au niveau de la zone affectée thermiquement de faible taille, une diminution de la taille de grain de la phase primaire est remarquée. En dernier lieu, la détermination expérimentale des caractéristiques mécaniques a montré une augmentation de la dureté dans la zone fondue et une diminution de l'allongement maximal pour l'assemblage. Mais par contre les caractéristiques de résistance dans la soudure et dans le métal de base sont semblables.

L'étude numérique a pour objectif de prédire l'histoire thermique et l'évolution des caractéristiques mécaniques des tôles soudées par faisceau laser. Nous avons développé, sur un code de calcul par éléments finis Cast3M, deux modèles numériques, tridimensionnels non stationnaires et non linéaires. Le premier a permis de simuler la distribution spatio-temporelle de la température. Dans ce cas, le chargement appliqué est dépendant des paramètres du procédé et des caractéristiques du faisceau laser et il est associé à des conditions aux limites mobiles. Les résultats du modèle thermique développé ont été en accord avec les évolutions de la température mesurée expérimentalement. Le deuxième modèle a permis de déterminer la distribution des contraintes et des déformations résiduelles. Pour le modèle mécanique, nous avons considéré un comportement élasto-plastique avec un chargement thermique transitoire qui est le résultat du modèle thermique. L'analyse transitoire non linéaire a permis de prédire l'évolution des contraintes et des déformations en fonction du temps ainsi que la distribution des contraintes et des déformations résiduelles générées dans les pièces soudées par faisceau laser. La comparaison du profil de contraintes résiduelles simulées avec des résultats bibliographiques a conduit à une validation qualitative de valider qualitativement la réponse du modèle mécanique développé.

Mots clés : Soudage laser, alliage de magnésium, caractérisations expérimentales, simulations numériques.

Experimental and numerical contribution laser welding study: application to magnesium alloys

Abstract: This work deals with laser beam welding of AM60 magnesium alloy. It concerns experimental investigations and numerical simulations.

The experimental study aims to investigate metallurgical and mechanical process consequences on studied alloy and to validate thermal model results. Firstly, a parametric study allows the determination of the CO₂ laser beam welding parameters of plates with 3 mm thickness. Secondly, temperature evolution according time during welding are monitored using thermocouples fixed in the vicinity of the weld. Then, metallographic investigations are performed to reveal that the coarse grains of base metal are transformed into dendritic structure in the molten zone. Whereas, in the heat affected zone, a reduction in primary phase grain size is observed. Finally, mechanical characterisations show an increase in hardness in molten zone and a reduction in total elongation for the weld. But, strength properties are similar in the weld and base metal.

The numerical study aims to predict thermal history and mechanical characteristics evolution of weldment during laser welding. Within the Finite Element (FE) code Cast3M, two three-dimensional nonstationary and nonlinear models are developed. The first allows the simulation of the space-time temperature distribution. In this case, the applied loading depends on process parameters and laser beam characteristics. It is associated to mobile boundary conditions. The thermal model results are in agreement with monitored temperature evolutions. In the second simulation, residual stresses and strains distributions are determined during welding. For the mechanical model, an elastoplastic behaviour with a transitory thermal loading is assumed, resulting from the thermal model. The nonlinear transitory analysis is able to predict stresses and strains evolutions according time as well as residual stress and strain distribution generated in the laser beam welded parts. The comparison of the residual stresses simulated profile with results from the literature enables a qualitative validation of the mechanical model.

Key words: laser welding, magnesium alloy, experimental investigation, numerical simulation