

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Ecole Nationale Polytechnique
Centre de Recherche en Soudage et Contrôle



Département de Métallurgie

Projet de Fin d'Etudes

En vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux

Thème

**Modélisation numérique du transfert
thermique lors du soudage TIG de l'alliage
Al2024T3 dans l'application aéronautique**

Présenté par: Houssam BEKKIS et Racheda MELLOUL

Proposé et Co-encadré par: S.OUALLAM

Encadré par: Pr M.DJEGHLEL

ENP 2015

In memory of my late brother.

Remerciements

Lors du choix du sujet de projet de fin d'études et à côté du bon encadrement à l'Ecole Nationale Polytechnique, nous voulions un thème externe afin de nous rendre utile pour une entreprise, pour cela nous avons eu un sujet très pluridisciplinaire au centre de recherche scientifique du soudage et contrôle (CSC) avec une équipe qui nous a très bien accueillis et encadré tout au long du stage.

A commencer par notre professeur qui nous a enseigné trois années de suite monsieur Amine DJEGHLAL, nous le remercions car il a donné la chance à de simples étudiants en dernière année du second cycle de participer à un axe de recherche, de plus il n'a pas cessé de croire en nous. Ainsi que notre cher promoteur de stage monsieur Seddik OUALLAM, qui nous repêchait à chaque erreur faite, et qui nous donnait de son temps et son écoute. Sans oublier monsieur Kabba qui a même participé à une partie de notre travail en nous orientant de près.

Nous remercions chaleureusement le personnel du département de métallurgie qui fait que les conditions de travail ne cessent de s'améliorer, nos profonds remerciements pour le directeur des études Mr R.TAHMI, notre chef de département Professeur Mohamed CHITROUB qui est très attentif aux besoins de ses étudiants. Nous remercions tous les professeurs qui nous ont enseigné et qui ont contribué à notre formation, et qui grâce à eux, notre passion envers les matériaux ne cesse de croître.

Nous remercions nos parents qui n'hésitent jamais à dépenser pour notre savoir et apprentissage et pour qui leurs travaux c'est nous et notre bien être. Nous sommes très reconnaissants envers nos gens, grâce à leurs présences, aides et encouragements, nous gardons nos ambitions, nous avançons dans nos vies de façon globale et dans notre travail en particulier. Pour cela, nous citerons ; Melissa, Yousra, Nabila, Narimane, Besma, Nawel, Sophia, Yasmine, Alia, Lyes, Zinelabidine, Ramzi et Redha. Nous remercions les membres des clubs de notre chère école, et dont nous sommes très fiers, des membres qui ont allégés nos journées, avec qui nous avons acquis des compétences de façon ludique. Pour cela, nous citerons le CAP et le VIC.

Nous tenons à remercier vivement Mr Kamel ABADLI d'avoir accepté d'être président de notre jury. Nos vifs remerciements à Mr Yacine BELKACEMI et Mme Soumia MERMOUL pour avoir accepté de juger notre travail.

ملخص :

يعتبر البعض تلحيم السبائك الخفيفة مثل الألومنيوم 2024T3 صعبا و يعتبره البعض الاخر غير قابل للحام . هذا العمل هو استمرار للعمل على هذه الأنواع من السبائك . و ذلك لاهتمامها بتحديد التأثير الحراري للحام من خلال نمذجة الظواهر التي تحدث خلال لحام TIG مع تبديل المتغيرات العملية . من خلال حل المعادلات الرياضية و محاكاة الظواهر التي ولدت .
الكلمات المفتاحية : المحاكات ، التأثير الحراري ، التلحيم ، الحام TIG .

RÉSUMÉ :

Le soudage des alliages légers notamment l'aluminium 2024T3 est considéré par certains comme difficilement soudable et pour d'autres comme non soudable. Ce travail est une continuité des travaux réalisés sur ces types d'alliages. Il a pour intérêt de quantifier l'effet thermique du soudage (relation arc-matière) en modélisant les phénomènes se produisant lors du soudage TIG suivant la variation des paramètres du procédé et ce, en faisant la résolution des équations mathématiques et la simulation par la suite.

Mots clés :

modélisation, transfert de chaleur, soudage, TIG.

ABSTRACT :

The welding of light alloys such as aluminum 2024T3 is generally considered as hardly weldable and by others as non-weldable at all. This work is a continuation of work on these types of alloys. It interest to quantify the thermal effect of welding (arc related matters) by modeling the phenomena occurring during TIG welding with the variation of process parameters and , by solving mathematical equations and simulation of generated phenomena.

Keywords :

modeling, hit transfer, welding, TIG.

Table des matières

Introduction générale	1
1 L'assemblage des alliages légers	2
1.1 Alliages d'aluminium-cuivre de la série 2000	3
1.1.1 L'alliage 2024	4
1.1.2 Durcissement structural	6
2 Les phénomènes du soudage	10
2.1 Procédés	10
2.2 Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas)	11
2.2.1 Matériel	12
2.2.2 Principe du procédé	12
2.3 Caractéristiques de la soudure :	19
2.3.1 Définition :	19
2.3.2 Morphologie de la zone de fusion :	20
2.3.3 Processus de solidification des soudures :	23
2.3.4 Effet des paramètres de soudage :	24
2.3.5 Aspects métallurgiques du soudage :	24
3 Modélisation numérique de la soudure :	30
3.1 Généralités :	30
3.1.1 La modélisation :	31
3.1.2 Méthode des éléments finis :	33
3.2 Choix du maillage et discrétisation :	34
3.2.1 Choix d'un maillage :	34
3.2.2 Discrétisation :	36
3.2.3 Problème sous forme matricielle :	36
3.2.4 Algorithme :	37
3.3 Logiciels des éléments finis :	38
3.3.1 A propos de Comsol multiphysics	38
3.4 Phénomènes et mathématiques :	39

3.4.1	Modélisation de la source :	39
3.4.2	Modélisation de la zone fondue :	43
3.4.3	Rayonnement et convection	53
3.4.4	Modélisation du métal de base et la zone affectée thermiquement.	54
3.5	Passage au numérique :	54
3.5.1	Géométrie :	54
3.5.2	Problème avec le maillage :	55
3.5.3	Maille :	55
3.6	Résultats et interprétation :	57
3.6.1	Vitesse du liquide et les isothermes dans la zone fondue :	59
3.6.2	La géométrie de la ZF :	62
3.6.3	Isothermes et profils thermiques :	65
3.6.4	Cycles thermiques :	70
3.6.5	Influence de la vitesse de soudage	73
4	Contrôle de la soudure	75
4.1	La microdureté	75
4.1.1	Essais normalisés	76
4.1.2	Propriétés mécaniques, évolution de la microdureté :	77
4.2	L'examen de structure	77
4.2.1	Préparation des surfaces	77
4.2.2	Révélation de la structure	78
	Conclusion générale	86
	Bibliographie	88

Liste des figures

1.1	Une des applications des alliages legers	2
1.2	Diagramme de mise en solution des précipités d' Al_2Cu	6
1.3	Durée du revenu pour l'alliage 6082 ($Si - Fe - Mn - Mg$).[1].	7
1.4	Alliages $Al - Cu$, métallographie optique	9
2.1	Procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie	10
2.2	Energies spécifiques des différents procédés de soudage par fusion.	11
2.3	Principe du procédé de soudage TIG	12
2.4	Les différents types d'onde carrée	14
2.5	principe du soudage TIG pulsé avec solidification partielle du bain de fusion dans l'intervalle entre impulsions.	15
2.6	Exemple de cycle de soudage	16
2.7	Pointes d'électrodes pour soudage TIG montrant l'effet d'un courant de soudage trop faible ou trop fort par rapport au diamètre de l'électrode.	17
2.8	Cycle d'apparition du courant pulsé.	18
2.9	Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion.	19
2.10	Forces et courants de convection dans le bain de fusion de soudage TIG.	21
2.11	Schématisation des mouvements de convection induits par (a) la force de gravité; (b) la force du gradient de tension de surface ou force de Marangoni; (c) la force électromagnétique ou force de Lorentz; (d) la force de pression de l'arc ou du plasma. Les flèches montrent les directions et les grosseurs des traits la vitesse des mouvements de convection induits.	21
2.12	Représentation schématique de la vitesse de croissance en fonction de la vitesse de soudage dans un bain de fusion elliptique.	23
2.13	Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante.	26
2.14	Schéma du gradient de température en fonction de la vitesse de croissance montrant les modes de solidification possibles.	27
3.1	Représentation graphique de la distribution de la chaleur de la source.	40
3.2	Courant électrique de la source.	41

3.3	Implémentation d'une distribution gaussienne dans Comsol.	41
3.4	Implémentation des équations analytiques sous Comsol.	42
3.5	Intégration du code MATLAB dans Comsol.	42
3.6	Source de chaleur du module HT dans Comsol.	43
3.7	Le nœud transfert thermique dans les fluide du module HT sous Comsol .	47
3.8	Imposition de la condition aux limites 'heat flux' sur Comsol	48
3.9	Imposition de la condition aux limites 'diffuse surface' sur Comsol	54
3.10	Schéma modélisant la plaque soudée	55
3.11	Discrétisation en éléments tétraédriques illustrant l'hétérogénéité de la densité	55
3.12	Maillage dynamique près de la source de chaleur	56
3.13	Perspective en 3D montrant l'hétérogénéité de la densité selon l'axe z . . .	57
3.14	Champs de vitesse dans la zone fondue à t= 0s, 1s, 10s respectivement. . .	59
3.15	Évolution des isothermes dans la zone fondue à t=0s, 1s, 10s respectivement	60
3.16	Déformation la zone fondue à t=0s, 1s, 10s respectivement.	63
3.17	Représentation de l'évolution de la température dans la pièce soudée à t égale à 0s, 100s, 200s, 700s respectivement	65
3.18	Représentation des isothermes dans la pièce soudée à t égale à 0s, 300s, 400s respectivement	66
3.19	Représentation des isothermes dans la pièce soudée à t égale à 500s, 700s, 900s respectivement	67
3.20	Cycles thermiques dans zone fondue.	70
3.21	Position des thermocouples numériques sur la surface supérieure	70
3.22	Cycles thermiques à 5mm de la frontière de soudage.	70
3.23	Cycles thermiques pris à 10mm de la frontière	71
3.24	Agrandissement des cycles thermiques pris à 2mm.	72
3.25	Superposition des cycles thermiques.	73
3.26	Cycles thermiques de la ZF à différentes vitesses de soudage.	73
3.27	Cycles thermiques de la ZAT à différentes vitesses de soudage.	74
4.1	Empreinte Vickers dans l'aluminium	76
4.2	Variation de la microdureté sur un cordon de soudure	77
4.3	le cordon de soudure du 2024T3 à gauche et le métal de base à droite enrobés, polis et attaqué chimiquement	79
4.4	La macrographie avec deux grossissements illustrants les différentes phases	80
4.5	Structure métal de base (MB).	81
4.6	La zone de liaison (ZL) dont les grains sont grossis et allongés.	82
4.7	La zone de fusion de structure équiaxe dendritique.	83
4.8	La zone affectée thermiquement (ZAT).	84

Liste des tableaux

1.1	les alliages légers les plus utilisés dans le domaine aéronautique et leurs propriétés [2].	3
1.2	les composants d'alliages de l'aluminium 2024T3 en pourcentage massique [1].	4
1.3	Les propriétés de l'Al 2024T3	5
2.1	les alliages légers les plus utilisés dans le domaine aéronautique et leurs propriétés [2]	16
4.1	Les paramètres de l'expérience	75
4.2	Les méthodes d'essai Brinell et Vickers respectivement[38].	76
4.3	La composition du réactif d'attaque pour notre métal.	79

Introduction

Ce travail rentre dans le cadre des travaux de recherche sur les alliages légers initiés par le Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle (*C.S.C.*).

L'aluminium et ses alliages ont tendance à être utilisé de plus en plus dans diverses industries pour leur faible densité et leurs propriétés mécaniques qui sont proches de celles de l'acier.

La légèreté des alliages d'aluminium ont vu un grand intérêt quant à la faible consommation de l'énergie par conséquent de la pollution qui de nos jours est un fléau pour la santé dans le monde. De cela des techniques de mise en forme se sont développées, parmi elles les techniques de soudage. Cependant ces dernières utilisent des sources de chaleur variées qui influent sur les propriétés chimiques, métallurgiques et mécaniques des alliages. La connaissance de l'évolution thermique de ces sources sur les alliages peut nous permettre de prédire le changement structural et donc les conséquences sur les propriétés mécaniques et les zones à risque. Cependant, les études expérimentales sont longues et très onéreuses, c'est pourquoi la modélisation du champ thermique d'une source de chaleur en dynamique cas du soudage, objet de notre travail, nous permettra d'avoir une approche théorique des variations des structures qui peuvent apparaître.

Notre travail de modélisation que nous présentons est appliqué sur une source de chaleur du procédé de soudage *TIG* comme référence et le programme sera étendu sur d'autres sources.

À ce titre, le recours au logiciel *COMSOL* intervient principalement pour la simple raison qu'il s'agit d'un logiciel de conception réussi, autour d'une application multi physique ou il aide à visualiser les équations des phénomènes étudiés, notre étude se base sur le transfert de chaleur de façon globale ; c'est-à-dire ce qui se passe quand l'énergie est transmise sans déplacement appréciable des particules du système.

Notre travail sera présenté comme suit :

- La partie théorique comprend deux chapitres sur les alliages et le procédé soudage respectivement.
- La partie expérimentale comprend deux chapitres le premier est consacré à la modélisation, le corps de notre travail, et le deuxième est le contrôle de la soudure.

Chapitre 1

L'assemblage des alliages légers

Depuis quelques temps, on s'intéresse aux alliages d'aluminium et à d'autres métaux de faible masse volumique tels que les alliages de magnésium et les alliages de titane dans la fabrication de véhicules et dans l'aéronautique afin de réduire la consommation du carburant. Parmi les caractéristiques importantes de ces matériaux figure leur résistance spécifique, qui n'est que le rapport entre leur résistance à la traction et leur masse volumique. Même si la résistance à la traction d'un alliage léger est inférieure à celle d'un acier de plus grande masse volumique, tel que, à poids égal, cet alliage supporte néanmoins une plus grande charge [1].

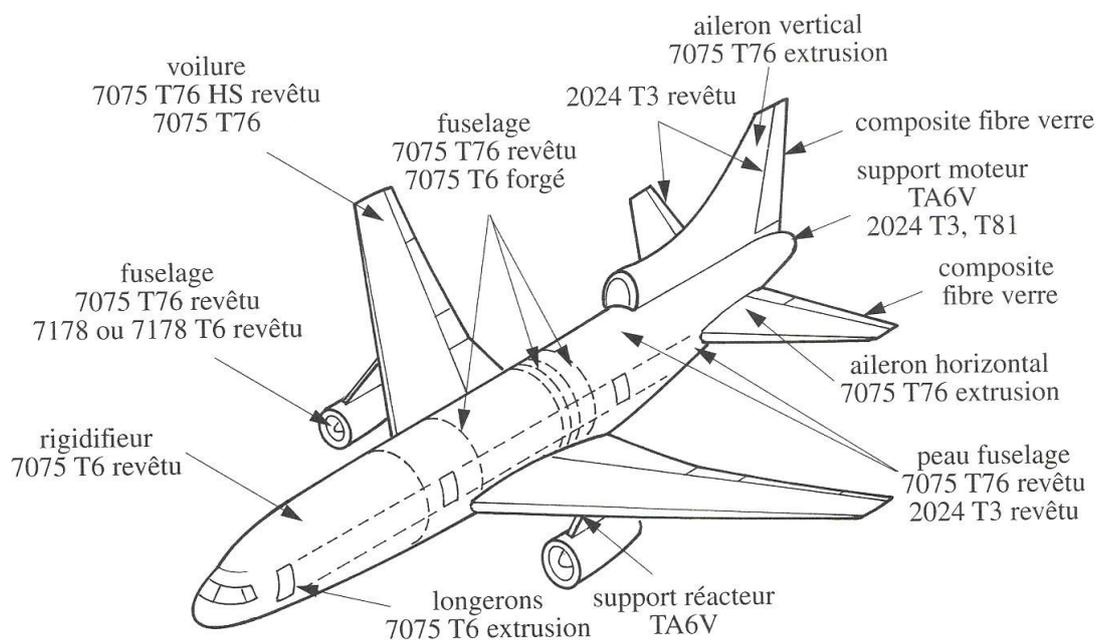


FIGURE 1.1: Une des applications des alliages légers

Le tableau 1.1 résume certaines applications des alliages légers.

Tableau 1.1: les alliages légers les plus utilisés dans le domaine aéronautique et leurs propriétés [2].

Référence	Composition	État métallurgique	Résistance à la traction	Limite conventionnelle d'élasticité	Allongement à la rupture
Aluminium Association 2024	4,4Cu, 1,5Mg, 0,6Si, 0,3Cu, 0,2Cr	Traité thermiquement <i>T4</i>	470	325	20
Magnésium <i>ASTM ZK60A</i>	5,5 Zn, 0,45 Zr	Vieilli artificiellement	350	285	11
Titane Pureté commerciale	99,1Ti	Recuit	484	414	25

1.1 Alliages d'aluminium-cuivre de la série 2000

L'aluminium a une faible résistance mécanique en traction ($80MPa$) qu'il est indispensable d'augmenter par le biais de la formation d'alliages, qu'il s'agisse des alliages de fonderie ou des alliages de corroyage.

L'aluminium et ses alliages se caractérisent par une masse volumique relativement faible ($2,7g/cm^3$), une grande conductibilité électrique et thermique et une bonne résistance à la corrosion dans certains milieux courants, dont l'atmosphère ambiante. C'est en raison de sa structure cubique à faces centrées que l'aluminium conserve sa ductilité même à très basse température. Sa principale limite réside dans sa faible température de fusion $660C$, ce qui en abaisse la température maximale d'utilisation.

L'écrouissage et l'alliage accentuent la résistance mécanique de l'aluminium, mais en diminuent aussi la résistance à la corrosion. Les alliages de la série 2000, à durcissement structural, forment une gamme importante d'alliages se caractérisant par une résistance mécanique moyenne à l'état trempé mûri mais relativement élevée à l'état trempé revenu ; une bonne tenue à chaud ; une aptitude au soudage généralement mauvaise selon les procédés traditionnels et une résistance à la corrosion relativement faible en atmosphère corrosive [2],[3].

1.1.1 L'alliage 2024

L'alliage 2024 dans les applications aéronautiques. Suivant son état, $T3$, $T4$, $T6$ ou $T8$, il peut présenter différents niveaux de caractéristiques mécaniques. Sa résistance à la corrosion sous tension dépend essentiellement de l'état thermique et de la section du produit. Dans le cas des pièces d'épaisseur supérieure à $12mm$, l'alliage à l'état $T3$ ou $T4$ devient sensible à la corrosion inter granulaire. Ces inconvénients sont supprimés en effectuant un revenu complet. D'une façon générale, l'utilisation de l'alliage dans les états $T3$ et $T4$ est à déconseiller s'il présente une section épaisse empêchant une trempe efficace ou s'il est appelé à subir des chauffages lui conférant une structure de sous-revenu : les états $T6$ et $T8$ sont alors à retenir. Par contre, dans le cas des faibles sections (Épaisseur inférieure à $10mm$ qui est notre cas d'étude), les états $T3$ et $T4$ présentent une bonne résistance à la corrosion, une ténacité élevée et un bon comportement en fatigue [4], [5]. Les tableaux ci-dessous illustrent la composition chimique et les principales propriétés de l'aluminium $2024T3$, respectivement.

Tableau 1.2: les composants d'alliages de l'aluminium $2024T3$ en pourcentage massique [1].

Composant	$m\%$
Al	90.7 – 94.7
Cr	Max 0.1
Mg	1.2 – 1.8
Mn	0.3 – 0.9
Si	Max 0.5
Ti	Max 0.15

Tableau 1.3: Les propriétés de l'Al 2024T3

Propriétés physiques	Métrique	Commentaire
Densité	2.78g/cc	AA ; Typique
	Propriétés mécaniques	
Dureté Brinell	120	Charge 500g, et 10mm la balle
Dureté Knoop	150	Convertit de Brinell
Dureté Rockwell A	46.8	Convertit de Brinell
Dureté Rockwell B	76	Convertit de Brinell
Dureté Vickers	137	Convertit de Brinell
La charge à la rupture	483MPa	AA ; Typique
Elongation à la rupture	18%	AA ; Typique ; 1/16in. 16mm d'épaisseur
Module d'élasticité	73.1GPa	AA ; Typique ; tension et compression, module de compression est environ 2% plus grand que celui de la traction
Résistance à la traction après entaille	379MPa	2.5cm de largeur × 0.16 d'épaisseur
Coefficient de poisson	0.33	
Résistance à la fatigue	138MPa	AA ; 500000000 cycles complets de contraintes réversibles
Usinage	70%	0 – 100 de l'échelle des alliages d'Al
Module de cisaillement	28GPa	
Résistance au cisaillement	283MPa	AA ; Typique
	Propriétés électriques	
Résistivité électrique	$5.82 \times 10^{-6} \Omega/cm$	
	Propriétés thermiques	
CTE, linéaire 68F		
CTE, linéaire 250C		Moyennes sur l'intervalle 20 – 300C
Chaleur spécifique	0.875J/gC	AA ; intervalle basé sur la composition pour les produits forgé d'épaisseur 1/4inch ou plus. La fusion eutectique n'est pas éliminée par l'homogénéisation
Conductivité thermique	121W/mK	AA ; Typique a 77F
Point de fusion	502 – 638C	
Solidus	502C	AA, Typique
Liquidus	638C	AA, Typique
	Propriétés des procédés	
Température de revenu	413C	
Température de Solution	256C	

1.1.2 Durcissement structural

La microstructure des alliages $Al - Cu$ à 4% de cuivre comporte une matrice d'aluminium avec des précipités d' Al_2Cu , conformément au diagramme de phases (figures 1.2 et 1.3). En le chauffant à $250C$ on remet les précipités en solution, puis on effectue une trempe à l'eau. Contrairement aux aciers cette trempe permet à l'alliage de garder la structure ductile qu'il avait à température élevée. On peut alors le mettre en forme (par exemple le plier) à froid sans risque de rupture. Seules la maturation (maintien à température ambiante ou un peu supérieure) ou le revenu (à température plus élevée) permettant le durcissement de l'alliage. Il existe pour chaque alliage une durée optimale de revenu correspondant au maximum de résistance mécanique. Si la durée est plus courte on parle de sous revenu et de sur revenu dans le cas contraire [4], [7].

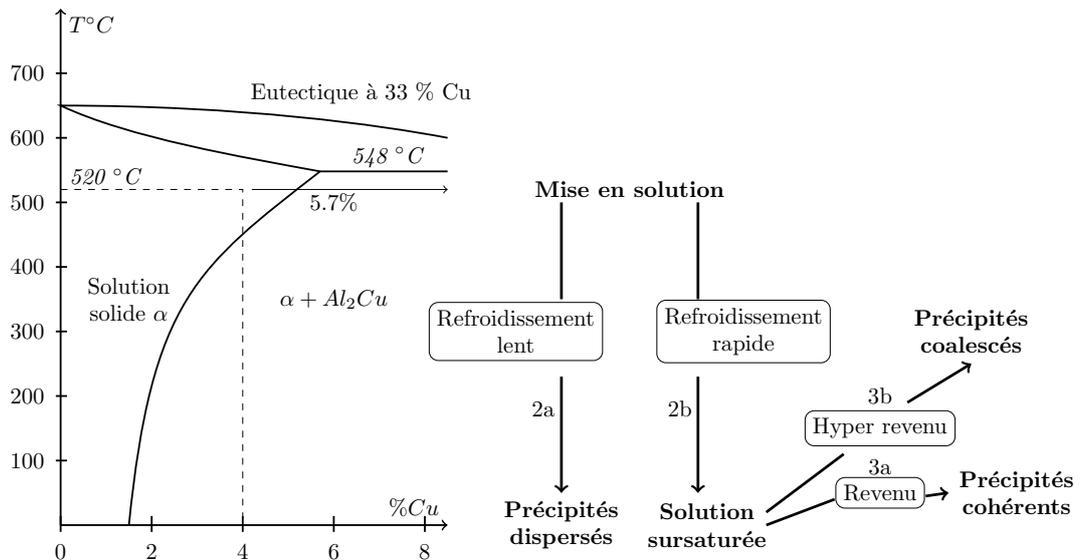


FIGURE 1.2: Diagramme de mise en solution des précipités d' Al_2Cu

2a : par refroidissement lent on obtient des précipités dispersés, **2b** : par refroidissement rapide on obtient une solution sursaturée instable, il n'y a aucun durcissement mais adoucissement du métal, **3a** : par un revenu à température inférieure à $220C$ ou par une simple maturation à température ambiante on obtient la formation de précipités cohérents correspondant au durcissement maximal, **3b** : par un hyper revenu à une température plus élevée on obtient une précipitation plus rapide mais les précipités ne sont plus cohérents (précipités coalescés), le durcissement est moins important.

La durée de revenu dépend de la température (à cause du temps de diffusion des éléments d'alliage) et la résistance mécanique diminue avec le sur-revenu, surtout pour les températures élevées. On peut obtenir le durcissement structural dans les alliages avec $Mg-Si$ par formation du composé Mg_2Si ou dans les alliages avec $Mg-Zn$ par formation du composé $MgZn_2$ [1].

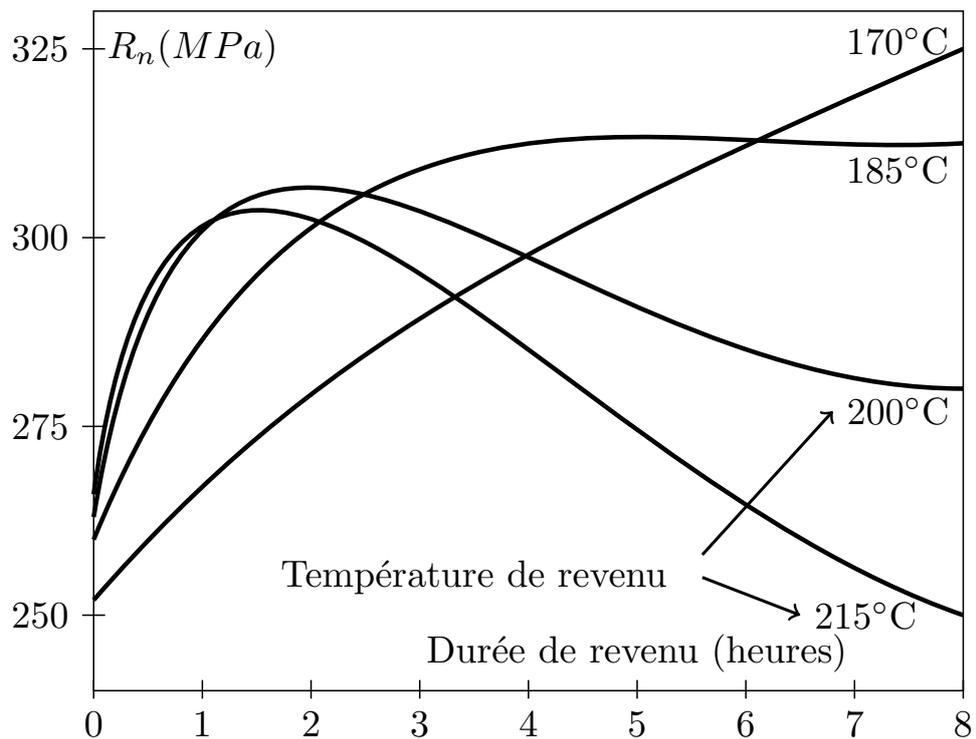


FIGURE 1.3: Durée du revenu pour l'alliage 6082 ($Si - Fe - Mn - Mg$).[1].

1.1.2.1 Durcissement structural de la série 2000 :

Les normes définissent différentes gammes de durcissement structural désignées par la lettre T suivie d'un nombre correspondant à un traitement défini.

Traitement de base			Symbole
Traitement thermique avec mise en solution séparée	Sans écrouissage complémentaire	Muri	T4
		Revenu	T6
		Sur-revenu	T7
	Avec écrouissage complémentaire	Écroui puis muri	T3
		Écroui puis revenu	T8
		Revenu puis écroui	T9
Traitement thermique sans mise en solution séparée	Sans ecrouissage complémentaire	Muri	T1
		Revenu	T5
	avec Écrouissage complémentaire	écroui puis muri	T2
		écroui puis revenu	T10

Traitements particuliers		
Revenu	Revenu 'doux'	T51-T61
	Revenu 'dur'	T56-T66
	Sur-revenu	T7
Relaxation	Par traction	Tx51
	Par compression	Tx52
	Par traction et compression	Tx54

1.1.2.2 Remarques :

- Les étapes du durcissement structural restent les mêmes qu'il soit destiné sur alliages de fonderie ou alliages corroyés de composition analogue. Il faut simplement tenir compte des épaisseurs des pièces. Les précipités sur coalescés sont très fins (observation au microscope électronique).
- Pour mettre les précipités en solution, il faut chauffer l'alliage à la température la plus élevée possible sans traverser la ligne liquidus sous peine de provoquer la fusion de la zone eutectique : on dit alors que l'alliage est brulé (voir 1.3), il est alors très fortement fragilisé.

- Le milieu de trempe doit être adapté à l'alliage (vitesse de refroidissement suffisante, sans plus). Comme dans le cas des aciers on parle de vitesse critique de trempe est l'on peut établir des diagrammes de trempe étagée donnant des courbes d'égaies caractéristiques mécaniques selon la température de trempe choisie et le temps de maintien. Selon les alliages, il est peut être possible d'utiliser de l'eau froide, tiède, voire chaude ($70 - 80C$). L'emploi d'eau chaude amène la réduction de la vitesse de trempe et, par conséquent, la diminution des contraintes résiduelles.
- La vitesse de maturation diminue si l'on passe des alliages, $Al - Cu$ aux alliages $Al - Si - Mg$ et diminue encore avec les alliages $Al - Zn - Mg$ (50 jours). Un revenu à environ $110C$ accélère le durcissement. Dans certains cas ($Al - Zn - Mg - Cu$), maturation (par exemple quelques jours) entre trempe et revenu.
- Lorsqu'on recuit des alliages trempant, on doit se méfier de la vitesse de refroidissement après recuits (risque de trempe involontaire) [1].

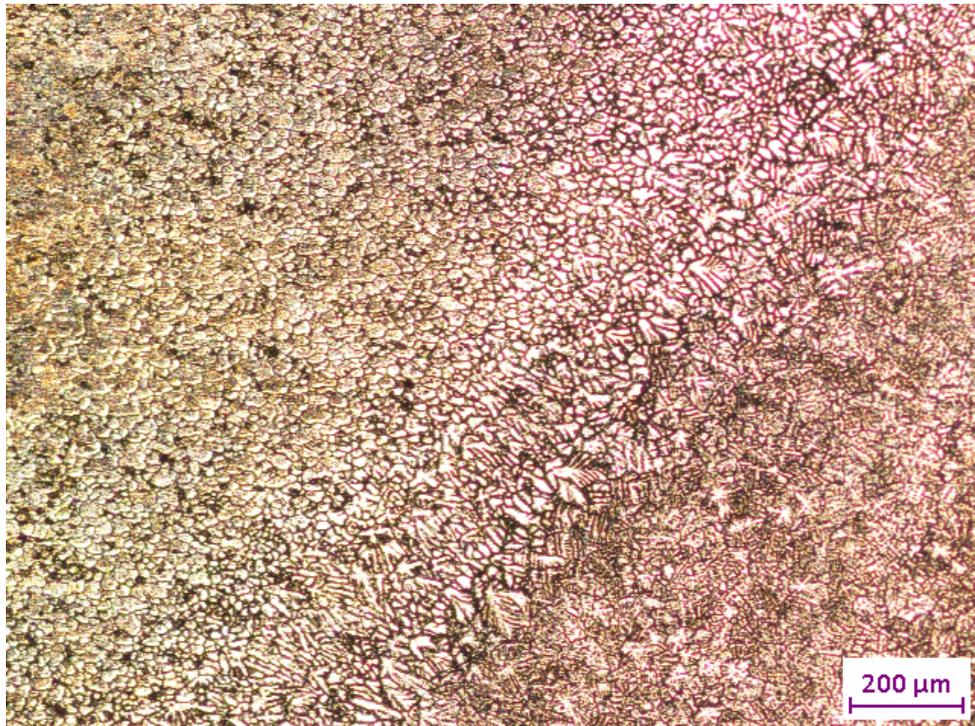


FIGURE 1.4: Alliages $Al - Cu$, métallographie optique

Chapitre 2

Les phénomènes du soudage

Le soudage est le procédé qui permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler.

2.1 Procédés

La grande variété des procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre (figure 2.1) [8].

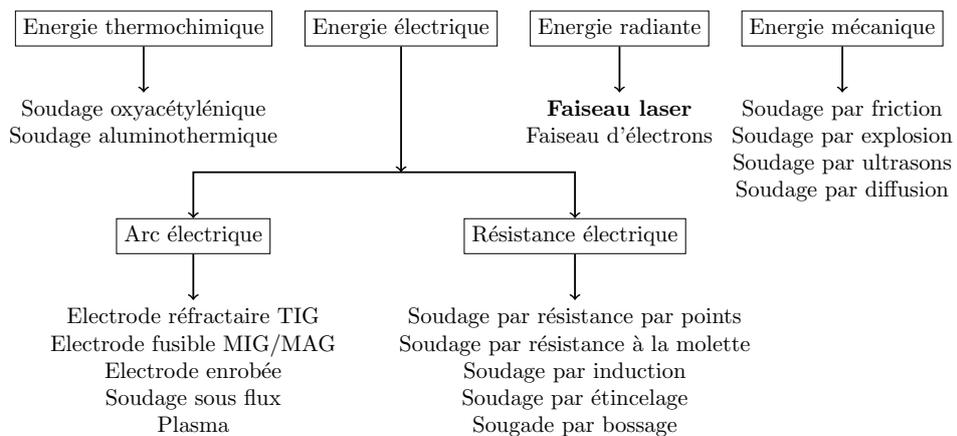


FIGURE 2.1: Procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie

Les procédés de soudage par fusion peuvent aussi être classés suivant l'intensité de la source d'énergie qui induit des différences de caractéristiques importantes sur les cordons de soudure (figure 2.2). L'énergie spécifique de chaque procédé agit sur la pénétration [9].

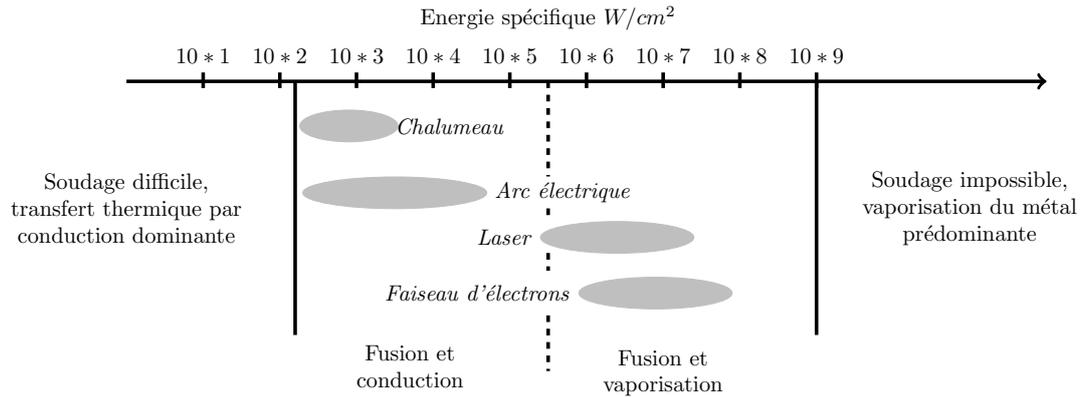


FIGURE 2.2: Energies spécifiques des différents procédés de soudage par fusion.

2.2 Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas)

Les procédés de soudage par fusion qui utilisent un arc électrique comme source de chaleur sont appelés « procédés de soudage à l'arc ». C'est la source d'énergie la plus utilisée car la chaleur de fusion peut être facilement produite, concentrée et contrôlée. Le procédé de soudage TIG, également appelé *GTAW* (GasTungsten Arc Welding) aux Etats-Unis, est le procédé le plus souple des procédés de soudage à l'arc car il ne nécessite pas obligatoirement de métal d'apport pour transmettre la chaleur à la pièce à souder, contrairement au soudage à électrode fusible ou enrobée. La simplicité technologique du dispositif et l'absence de projection au soudage en font un procédé de soudage de haute qualité, facilement automatisable pour des joints de petites dimensions et faciles d'accès. Ce procédé est également le plus répandu pour le soudage des alliages légers. Des soudures de bonne qualité sont facilement obtenues si une protection sous gaz inertes pour des températures au-dessus de $4200C$ est utilisée et si la propreté des matériaux est assurée. Le préchauffage n'est pas requis et les fissurations qui peuvent se créer sont souvent en relation avec une contamination du cordon de soudure. En configuration de soudage bord à bord, le pointage avant soudure permet un accostage optimal des bords à souder en évitant un équipement trop élaboré. Les nombreuses études appliquées au soudage *TIG* des alliages légers, sur l'amélioration du procédé et les caractéristiques des assemblages [13], [6].

2.2.1 Matériel

Le matériel nécessaire au soudage *TIG* conclut : un pistolet à souder ; un générateur HF (haute fréquence) pour l'amorçage de l'arc ; une alimentation électrique ; un gaz de protection et un équipement de contrôle. Le pistolet à souder doit être facile à manier et parfaitement isolé. Ceci est particulièrement vrai, bien entendu, en cas de soudage manuel. Il existe deux types de pistolets à souder : Le pistolet à refroidissement par air-intensité maximale de soudage d'environ 200A et le pistolet de refroidissement par eau-intensité maximale de soudage d'environ 400A [7].

2.2.2 Principe du procédé

A l'aide d'un courant électrique, on fait jaillir dans une veine d'argon un arc électrique entre une électrode infusible de tungstène et la pièce à souder de polarité opposée (figure 2.3). Cet arc électrique engendre un champ magnétique auto induit qui crée à son tour des forces de Lorentz qui vont entraîner le gaz en projection vers la surface de la pièce. L'énergie calorifique provenant du plasma constitué des particules d'ionisation du gaz de protection, des électrons de l'arc électrique et d'éléments métalliques vaporisés, permet de faire fondre localement la pièce formant ainsi le joint soudé après refroidissement.

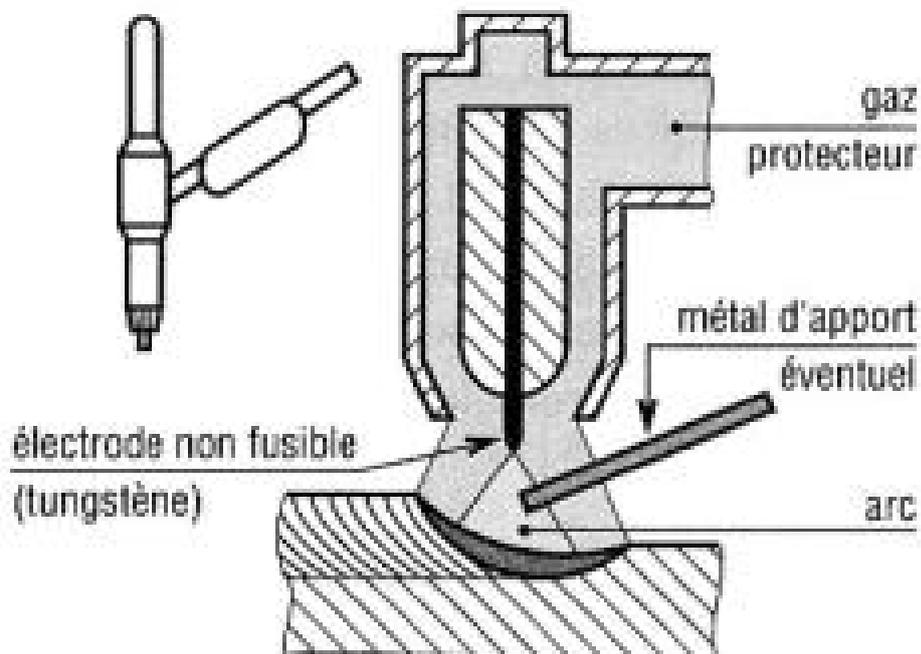


FIGURE 2.3: Principe du procédé de soudage TIG

La chaleur générée par l'arc électrique H est donnée par : $H = EI/v$ (J/mm),
Avec E : tension de l'arc (V)
 I : intensité du courant (A)

v : vitesse d'avance de la torche (mm/s) Cependant, à cause des faibles pertes électriques de l'arc, toute la chaleur n'est pas transmise à la pièce à souder. La chaleur réellement transmise est $Hn = f_1 \times EI/v$

Où f_1 est le coefficient d'efficacité du transfert de chaleur qui est à peu près égal à 0,7 pour le procédé de soudage *TIG*.

En d'autres termes c'est un procédé dans lequel l'arc éclate entre la pièce à souder et une électrode de tungstène infusible au sein d'une atmosphère formée par un gaz neutre (généralement de l'argon, parfois de l'hélium) qui protège l'électrode et le bain de fusion. Une buse à gaz fixée à l'extrémité du pistolet à souder amène le gaz inerte. L'électrode est située au centre de cette buse.

On peut, comme pour le soudage au gaz, utiliser du matériau d'apport, soit sous forme de baguettes présentées mutuellement, soit sous forme de fil d'apport en alimentation automatique. Le *TIG* se caractérise par la stabilité de l'arc et une maîtrise parfaite du résultat. Le procédé *TIG* convient en fait pour tous les matériaux soudables à l'exception du plomb et du zinc, ainsi que pour tous les types de joints dans toutes les positions. Il s'utilise surtout pour le soudage des aciers inoxydables, des métaux légers tels que les alliages d'aluminium et de magnésium, et du cuivre mais il convient tout particulièrement pour le soudage de matériaux minces, d'une épaisseur comprise entre 0,5 et 3mm. En termes de productivité, le soudage TIG ne peut rivaliser avec des méthodes telles que le soudage à l'arc court [12].

2.2.2.1 Amorçage de l'arc

L'arc est généralement amorcé par une génératrice haute fréquence. Le générateur produit l'étincelle qui fournit le chemin conducteur pour le passage du courant de soudage à basse tension. La fréquence de l'impulsion initiale peut atteindre plusieurs *MHz* avec une tension de plusieurs *kV*. Cette méthode présente l'inconvénient de provoquer de fortes interfaces électriques.

Il est fortement déconseillé d'amorcer l'arc en frottant l'électrode contre la pièce à souder : si l'électrode est en contact direct avec la pièce à souder lors de l'amorçage de l'arc, cela risque d'entraîner l'inclusion de tungstène dans la soudure et la dégradation de l'électrode, contaminée par le matériau de la pièce à souder. On peut néanmoins amorcer l'arc par un contact (méthode dite « lift arc ») à condition de pouvoir contrôler la source d'alimentation. On règle l'intensité du courant suffisamment bas lors du contact initial de l'électrode avec la pièce à souder pour empêcher toute dégradation puis on amorce l'arc en écartant l'électrode et la pièce à souder. L'intensité du courant s'établit alors au niveau pré-réglé [12].

2.2.2.2 Alimentation

Le soudage TIG se fait en courant continu (CC). L'électrode de soudage est reliée au pôle négatif du générateur de soudage CC et la chaleur est essentiellement générée dans la pièce à souder. Lorsque l'on soude de l'aluminium, la couche d'oxyde qui se forme ne peut être éliminée qu'en reliant l'électrode au pôle positif du générateur. Ceci entraîne une augmentation excessive de la température de l'électrode et le soudage de matériaux tels que l'aluminium se fait donc en courant alternatif.

Les alimentations pour soudage TIG sont généralement contrôlées électroniquement au moyen d'un inverseur ou d'un montage redresseur à thyristor. La tension à vide doit se situer autour de 80V avec une caractéristique à intensité constante.

En cas de soudage TIG en courant alternatif (onde sinusoïdale), le générateur HF doit envoyer sans arrêt des impulsions afin d'éviter que l'arc s'éteigne lors du passage zéro [12].

Courant alternatif à onde carrée : Dans les années 1970, une technologie permettant d'utiliser une onde carrée autorisant un passage à zéro extrêmement rapide a donné naissance à de nouvelles sources d'alimentation [12].

Les avantages de cette technologie :

- Ne demande généralement pas une tension continue d'amorçage à haute fréquence pour le soudage TIG par courant alternatif (CA) ;
- Permet de faire varier les proportions respectives de courants à polarité positive et négative, et donc de contrôler la pénétration et la désoxydation lorsque l'on soude de l'aluminium par exemple.

La figure 2.4 montre le profil d'onde d'une alimentation à ondes carrées. La courbe équilibrée (à gauche) présente un passage à zéro très rapide par rapport à celui d'une courbe sinusoïdale traditionnelle. La possibilité de modifier le point d'équilibre des deux polarités permet, dans certains cas, d'obtenir une augmentation de la vitesse de soudage de l'ordre de 50 à 75%.

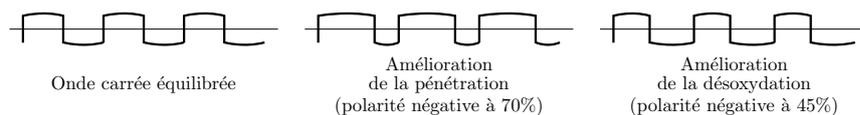


FIGURE 2.4: Les différents types d'onde carrée

La courbe équilibrée a 50% de polarité négative sur l'électrode. A 30% de polarité positive et 70% de polarité négative (courbe du milieu), on améliore la pénétration ou la vitesse du soudage. A 45% de polarité négative et 55% de polarité positive (courbe de droite), on améliore la désoxydation [13].

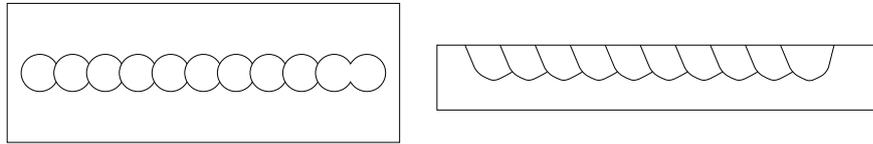


FIGURE 2.5: principe du soudage TIG pulsé avec solidification partielle du bain de fusion dans l'intervalle entre impulsions.

Impulsions thermiques : L'utilisation d'impulsions thermiques permet d'obtenir un meilleur contrôle du bain de fusion et du processus de solidification. La fréquence est réglée suffisamment bas pour permettre une solidification partielle du bain de fusion entre deux impulsions. L'apport en chaleur par pulsation présente plusieurs avantages : moindre sensibilité aux variations de la largeur du joint, meilleur contrôle du bain de fusion pour le soudage en position, meilleur contrôle de la pénétration et du profil de pénétration, moindre sensibilité aux irrégularités de conduction et d'évacuation de la chaleur [14].

2.2.2.3 Équipement de contrôle

La nature de l'équipement de contrôle dépend du degré d'automatisation du processus de soudage. Le plus souvent, on contrôle automatiquement le fonctionnement du générateur ainsi que la durée de pré-gaz et de post-gaz du gaz de protection destiné à empêcher l'oxydation de l'électrode et du bain de fusion [11].

Electrode : L'électrode doit présenter les caractéristiques suivantes : faible résistance électrique, point de fusion élevée, forme émission électronique et bonne conductivité thermique. Le tungstène est le matériau qui répond le mieux à ces exigences.

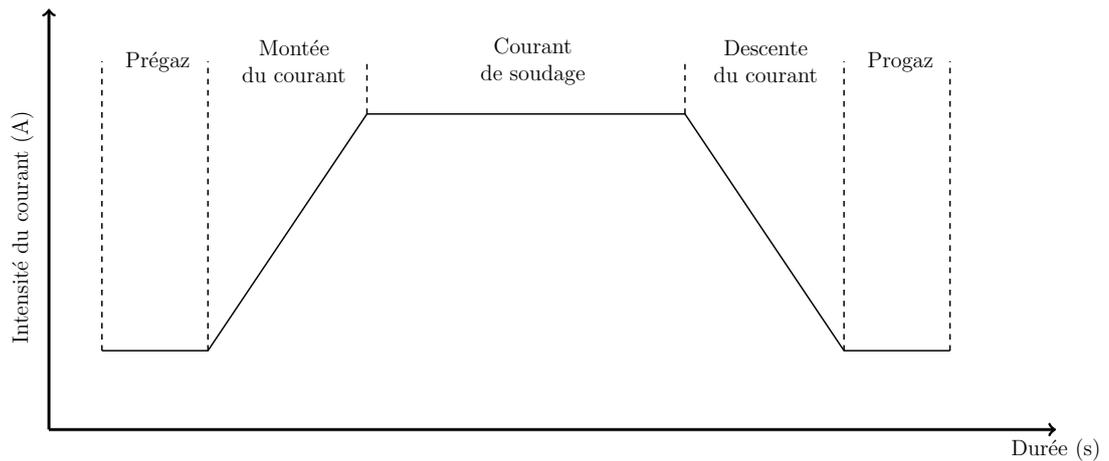


FIGURE 2.6: Exemple de cycle de soudage

Tableau 2.1: les alliages légers les plus utilisés dans le domaine aéronautique et leurs propriétés [2]

Additif	Proportion (%)	Code couleur	Type	Courant
Sans additif	0	Vert	WP	CA
Thorium	2	Rouge	WT20	CC
Zirconium	0.8	Marron	WZ8	CA
Lanthane	1	Noir	WL10	CA, CC
Cérium	2	Gris	WL10	CA, CC

des oxydes non radioactifs tels que l'oxyde de zirconium, l'oxyde de cérium ou l'oxyde de Les électrodes en tungstène pur sont utilisées pour le soudage de matériaux légers en CA. Pour les autres applications de soudage.

On y incorpore 2% d'oxyde de thorium afin d'améliorer la stabilité de l'arc et de faciliter son amorçage. Le thorium est radioactif, mais pas au point qu'il faille prendre des précautions particulières, sauf, bien entendu, d'éviter d'inhaler les poussières lors du meulage de l'électrode. On peut utiliser à la place du thorium lanthane (voir tableau)

Le diamètre de l'électrode est un paramètre important. Pour obtenir un arc stable, il faut une charge de courant élevée et ceci signifie que le diamètre de l'électrode doit être tel que la pointe de l'électrode ne soit ni trop chaude ni trop froide (figure 2.7) Pour souder en CC, on meule le bout de l'électrode pour obtenir une pointe à 45 environ. L'utilisation

d'une machine à meuler les électrodes garantit la régularité d'angle indispensable si l'on veut éviter les variations de l'arc et de sa régularité d'angle indispensable si l'on veut éviter les variations de l'arc et de sa pénétration dans la pièce à souder. Les électrodes utilisées pour le soudage en CA, ne sont pas meulées, mais on augmente l'intensité du courant pour faire fondre l'extrémité de l'électrode et lui donner un léger arrondi.

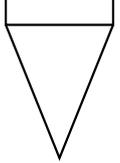
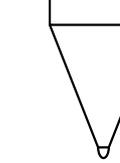
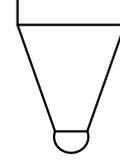
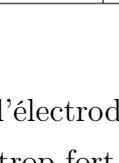
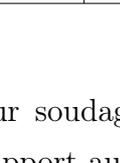
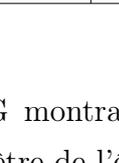
Type de courant	Electrode en tungstène	Courant		
		Trop faible	Normal	Trop fort
⎓	Thorium			
~	Tungstène pur			

FIGURE 2.7: Pointes d'électrodes pour soudage TIG montrant l'effet d'un courant de soudage trop faible ou trop fort par rapport au diamètre de l'électrode.

Si le bout de l'électrode est trop long, c'est-à-dire, si la distance entre la buse à gaz et le bout de l'électrode est excessive, la protection gazeuse sera moins efficace. On peut utiliser un diffuseur de gaz (une grille métallique placée à l'intérieur de la buse à gaz) pour réduire les turbulences dans le flux de gaz et allonger l'écoulement laminaire du gaz sans le mélange à l'air [12].

B-Gaz de protection selon les matériaux des pièces à souder :

Pour l'aluminium et ses alliages, on utilise généralement l'argon, auquel on peut ajouter de l'hélium. L'hélium améliorant le transfert de chaleur, il est utilisé pour le soudage de matériau épais. La soudure se fait généralement en courant alternatif mais peut aussi se faire, à faible intensité, en courant continu, l'électrode étant reliée au pôle positif.

Dans certaines conditions, la réalisation de soudures horizontales et en corniche est possible en courant continu si l'on utilise de l'hélium pur comme gaz de protection et si l'électrode est reliée au pôle négatif du générateur. L'utilisation d'hélium accroît la tension d'arc et l'apport de chaleur au matériau de base, permettant ainsi d'accroître la vitesse du soudage. Un apport de chaleur accru permet également de souder bout à bout

des pièces plus épaisses. Avec l'hélium pur, la tension à vide de la source d'alimentation doit être suffisamment élevée pour empêcher que l'arc s'éteigne consécutivement à la plus forte chute de tension qui se produit dans ce gaz.

L'utilisation d'argon comme gaz de protection améliore la désoxydation, la stabilité de l'arc et la qualité de la soudure. Pour le Cuivre et ses alliages, L'argon convient pour souder du cuivre dans toutes les positions, il donne d'excellents résultats pour les épaisseurs jusqu'à 6 mm. Un préchauffage est généralement nécessaire en raison de la forte conductivité thermique de ce métal. Lorsque l'épaisseur des matériaux à souder dépasse 6 mm, le gaz de protection le plus adapté est l'hélium pur ou mélange avec 35% d'argon. Pour réussir à souder du titane, il faut utiliser un gaz de protection pu à 99,99% au moins, il faut également en utiliser une plus grande quantité que pour les autres métaux. Le gaz de protection peut être de l'hélium ou de l'argon, avec une préférence pour l'argon dans le cas des métaux d'une épaisseur supérieure à 3 mm, car il est plus dense et a une meilleure capacité de protection. L'utilisation de l'hélium pur est préférable pour le soudage des pièces plus épaisses car la température de l'arc est alors plus élevée. 2.8 montre l'influence de la nature du courant [9][12].

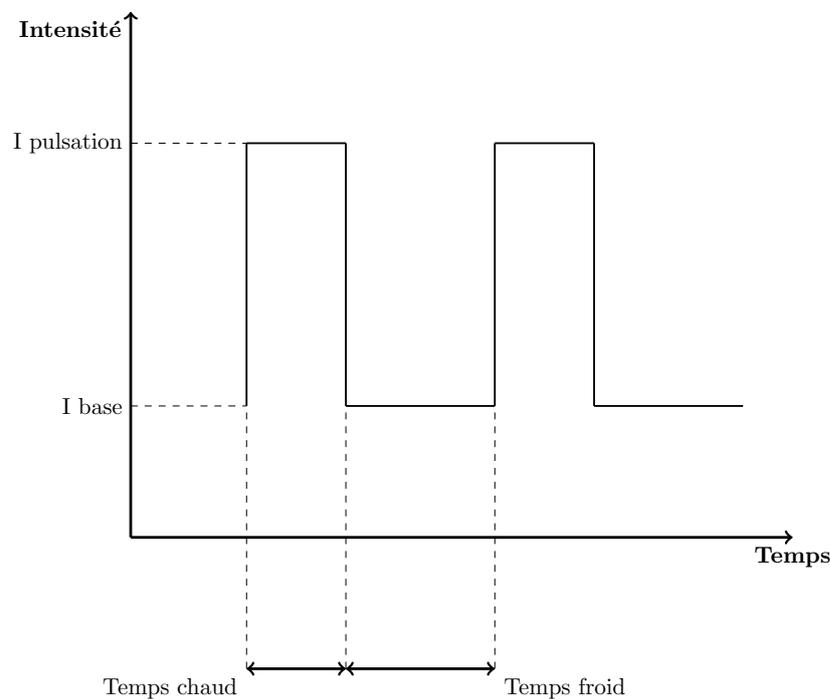


FIGURE 2.8: Cycle d'apparition du courant pulsé.

2.3 Caractéristiques de la soudure :

2.3.1 Définition :

Pour activer les surfaces à assembler, la fusion est une méthode très efficace qui permet également le nettoyage des surfaces afin d'assurer l'installation de la liaison métallique. On obtient ainsi, après solidification, un joint homogène de même composition que le métal de base, ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents. Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de 6 zones principales.

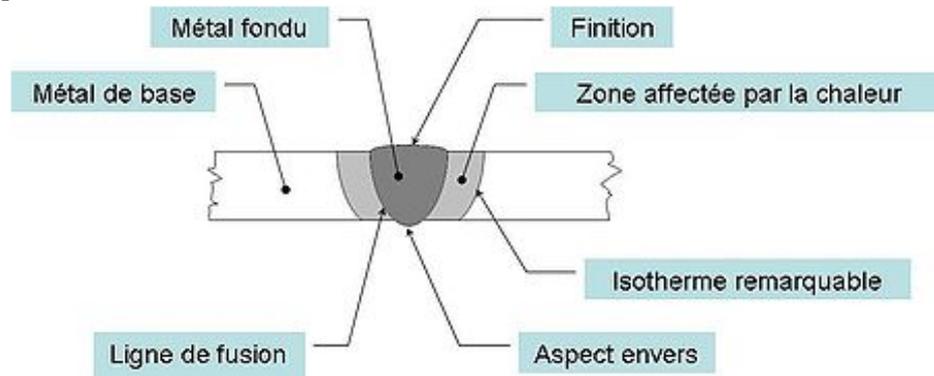


FIGURE 2.9: Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion.

La zone de fusion (ZF) est la région chauffée au-dessus de la température du liquidus. La structure du métal de base initiale est changée par les processus de fusion et solidification, et la composition peut également varier par évaporation de certains éléments de l'alliage. Un mélange complet des éléments est obtenu par les mouvements de convection forcés. La zone étroite à l'extrémité du bain de fusion est la zone "non mélangée" : dans cette zone les forces de convection étant inférieures aux forces de friction des fluides, la composition chimique est identique à celle du métal de base. Même si cette zone est présente dans toutes les soudures, elle n'est facilement visible que dans les soudures utilisant un métal d'apport de composition chimique différente du métal de base. Le bain de fusion est délimité par l'interface de soudure qui est la surface formant clairement la frontière entre le métal de base non fusionné et le métal de la soudure solidifiée.

Directement adjacente à l'interface de soudure se trouve une zone de fusion partielle (ZFP) ; le cycle thermique de soudage s'opère dans cette zone à des températures comprises entre le liquidus et le solidus de l'alliage. Dans certains alliages contenant des inclusions et des impuretés à bas points de fusion, ou des ségrégations d'éléments d'alliages aux joints de grain, la liquation de ces régions microscopiques peut se produire et s'étendre de l'interface de soudure à l'intérieure de la zone de fusion partielle. La vraie

zone affectée thermiquement (ZAT) est la zone où la température est comprise entre le solidus et une température plus basse mais suffisamment élevée pour permettre des réactions ou des transformations à l'état solide et pour modifier la structure du métal de base.

Finalement la seule partie de la pièce qui ne subit pas de modifications microstructurales est le métal de base non affecté. Bien que métallurgiquement inchangé, le métal de base, tout comme le joint de soudure global, est un lieu de concentration des contraintes résiduelles transversales et longitudinales [9].

2.3.2 Morphologie de la zone de fusion :

La forme et la constitution du bain de fusion dépendent de multiples facteurs tels que la nature du matériau à souder, les caractéristiques de l'arc ou du plasma permettant la fusion du métal qui sont liées aux paramètres technologiques du procédé, et les mouvements du bain de fusion. Les bains de fusion créés lors des opérations de soudage sont le siège de processus thermo physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants selon la nature du procédé utilisé. Ces mouvements de convection du métal liquide ou gazeux influencent de façon importante la forme du cordon et les transferts de chaleur pouvant induire des hétérogénéités (ségrégations) ou la présence de défauts tels que les inclusions ou porosités. D'une façon globale le bain de fusion est en équilibre sous l'action de forces aux effets variables. Ces forces d'origine différentes sont : les forces de gravité (ou flottabilité) ; les tensions superficielles (forces de Marangoni) ; la pression du plasma ou de l'arc en surface ; et les forces électromagnétiques (forces de Lorentz) pour les procédés de soudage à l'arc. La figure 15 présente les forces agissant sur la forme du bain de fusion par procédé de soudage TIG. Une partie seulement de l'énergie calorifique produite par l'arc sert au soudage, le reste étant perdu par rayonnement, convection et conduction dans le métal adjacent [9].

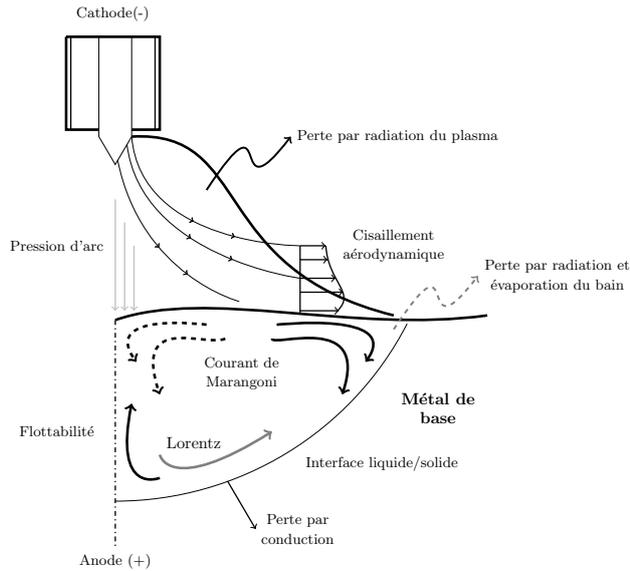


FIGURE 2.10: Forces et courants de convection dans le bain de fusion de soudage TIG.

Ces forces ont une influence variable sur la forme du bain de fusion, sur les transferts thermiques ainsi que sur le brassage des éléments chimiques, selon le sens et la vitesse des mouvements des courants induits (figure 2.11) [15].

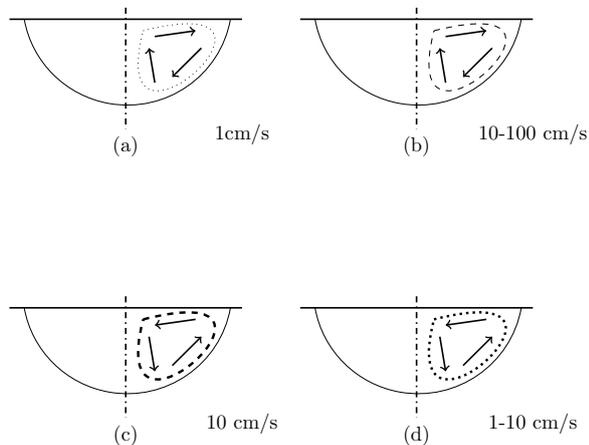


FIGURE 2.11: Schématisation des mouvements de convection induits par (a) la force de gravité; (b) la force du gradient de tension de surface ou force de Marangoni; (c) la force électromagnétique ou force de Lorentz; (d) la force de pression de l'arc ou du plasma. Les flèches montrent les directions et les grosseurs des traits la vitesse des mouvements de convection induits.

Les forces de gravités qui engendrent des variations de masse volumique ont généralement un rôle secondaire sur le brassage. Par contre les forces de tension superficielle, ou convection Marangoni, ont un rôle déterminant sur les transferts de chaleur et les caractéristiques géométriques de la zone fondue. Tous les liquides ont une tension de surface qui dépend du gradient de température du liquide et du gradient de concentration en espèces chimiques. Le sens et la répartition spatiale des mouvements de convection dépendent du signe du gradient thermique de la tension superficielle. Pour des éléments purs la tension superficielle décroît avec l'augmentation de la température d'où un gradient thermique négatif. Lorsque le gradient thermique de la tension superficielle est négatif le mouvement du liquide a lieu depuis le centre du bain de fusion (température la plus élevée) vers les bords non fondus (mouvement centrifuge). Ceci engendre un élargissement de la zone fondue au détriment de la pénétration. Les solutés dont la présence même en faible quantité baissent de façon significative la tension superficielle du solvant, éléments dit tensioactifs, comme l'oxygène et le soufre dans le fer, peuvent inverser le signe du gradient thermique. S'ils migrent en surface, ces éléments vont abaisser la valeur de tension superficielle et peuvent engendrer un gradient de tension de surface positif, créant des courants de Marangoni centripètes. Un gradient thermique de tension superficielle positif provoque un mouvement du liquide des bords vers le centre de la zone fondue où les tensions de surface sont les plus importantes (mouvement centripète), favorisant ainsi la profondeur de pénétration.

L'effet des forces électromagnétiques, qui n'intervient que pour les procédés de soudage utilisant une source d'énergie électrique, est principalement marqué pour des courants de soudage élevés et provoque un mouvement du liquide de la surface vers le centre du bain de fusion entraînant une augmentation de la pénétration. Lors du soudage, la surface libre du bain en contact avec l'atmosphère gazeuse subit également les actions des particules actives qui peuvent être les ions et les électrons pour le soudage à l'arc ou les photons pour le soudage par faisceau laser. Le contact de ces particules avec la matière crée une force de poussée en surface qui est plus conséquente pour le soudage à l'arc grâce à des masses de particules plus importantes. Mais quel que soit le procédé de soudage le mouvement du liquide se fait toujours des bords de la zone fondue vers le centre du cordon. La combinaison de ces phénomènes en zone de fusion peut entraîner au final une grande variabilité de la forme et de l'homogénéité chimique du bain de fusion par la répartition des transferts thermiques. La variation des paramètres technologiques des procédés de soudage va permettre d'agir sur les gradients de tension superficielle par une modification des gradients thermiques. Ces gradients sont principalement affectés par la puissance de soudage (courant pour les procédés de soudage à l'arc), la vitesse de soudage et le gaz de protection utilisé ainsi que des paramètres spécifiques à chaque procédé tels que la longueur de l'arc et la conicité de l'électrode pour le procédé de soudage TIG ou la distance

focale et la position du point de focalisation en soudage par faisceau laser [17].

2.3.3 Processus de solidification des soudures :

Bien que la plupart des théories sur les mécanismes de solidification développées pour les structures de fonderie aient été appliquées avec succès pour les structures de solidification au soudage, la formation des premiers cristaux solides se fait de manière très différente. Alors qu'en fonderie la solidification s'effectue par un procédé de germination hétérogène et croissance, la solidification des soudures s'effectue par croissance épitaxiale à partir des grains non fusionnés de la zone affectée thermiquement adjacente (zone de fusion partielle). La croissance des grains progresse parallèlement à la direction du gradient maximal de température produit par le mouvement de la source de chaleur, perpendiculairement au front de solidification. De plus, la distribution thermique dans le métal fondu dépend de la forme du bain de fusion. Notons que la croissance des grains se fait de manière compétitive dans des directions cristallographiques privilégiées et les grains favorablement orientés tendent à croître plus vite que leurs voisins qui seraient défavorablement orientés. Cette croissance épitaxiale et compétitive va donc être perturbée par les variations du gradient thermique et donc par la forme du bain de fusion.

La forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification. Cette vitesse est décrite sur la figure 16 et s'exprime par la relation suivante :

$$R = V_s \cdot \cos \alpha$$

avec :

R : vitesse de croissance linéaire en tout point du front de solidification (cm/min) ; V_s : vitesse de soudage (cm/min) α : angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux ;

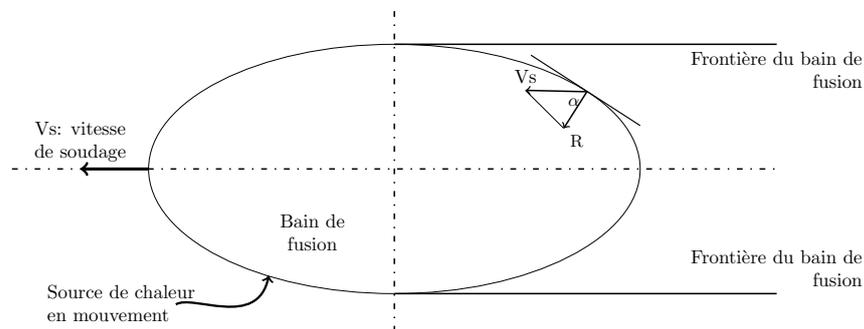


FIGURE 2.12: Représentation schématique de la vitesse de croissance en fonction de la vitesse de soudage dans un bain de fusion elliptique.

Pour une vitesse de soudage faible, comme lors du soudage par procédé TIG, le bain

de fusion présente une forme elliptique. Le gradient maximal de température varie continuellement en direction et en intensité. Il impose de ce fait une variation de la direction et de la vitesse de croissance des grains. Les grains vont s'incurver progressivement lors de la solidification avec une croissance compétitive jusqu'à l'axe de la soudure où ils deviennent parallèles à celui-ci. Pour une vitesse de soudage plus importante, comme pour le soudage par faisceau laser, la forme du bain tend à s'étirer vers l'arrière en créant un front de solidification plan. De ce fait les grains vont se développer perpendiculairement au front de solidification dans la direction du gradient maximal de température. Ils vont se rejoindre au centre de la soudure en formant une ligne centrale de joints de grains successifs. Les soudures qui se solidifient avec cette forme étirée présentent une faible résistance à la fissuration à chaud à cause des impuretés et des constituants à bas points de fusion qui vont ségréger au centre de la soudure [9].

2.3.4 Effet des paramètres de soudage :

Les paramètres de soudage contrôlent la forme, les dimensions et les structures des régions chauffées du cordon de soudure. L'énergie nécessaire à la fusion du métal, qui dépend des paramètres puissance et vitesse de soudage, contrôle la vitesse de refroidissement. La vitesse de soudage régit directement la vitesse de croissance du front de solidification et donc également la forme du bain de fusion. La structure et le mode de croissance des grains dépendent de l'apport calorifique linéaire. La croissance des grains devient plus rapide et donne lieu à une structure grossière avec un apport calorifique croissant alors qu'une structure fine est obtenue avec une énergie linéaire modérée. Ces paramètres affectent également les contraintes thermiques induites qui s'appliquent sur la soudure et qui entraînent la formation de contraintes résiduelles et des distorsions géométriques [9].

2.3.5 Aspects métallurgiques du soudage :

2.3.5.1 Structure globale de solidification

Au cours du soudage par fusion la structure de solidification en zone de fusion se réalise à partir de la structure du métal solide des zones environnantes. La solidification s'établit à l'interface solide-liquide à partir des grains existant à cette interface. Ces grains servent de substrats à partir desquels la croissance débute et se développe selon la direction du gradient maximum de température. Cette direction de croissance est celle de l'avancée du front de solidification afin de dissiper la chaleur latente de solidification vers le métal solide avoisinant. La structure d'une soudure est fortement influencée par les cycles thermiques du soudage. La taille et la forme de l'ancien grain ainsi que les transformations de phase qui se produisent lors du refroidissement sont des caractéristiques essentielles qui définissent les propriétés mécaniques des assemblages. Selon la nature des métaux de base à assembler

et les cycles thermiques appliqués, les microstructures des cordons de soudure, des zones de fusion et des zones affectées thermiquement, vont présenter des différences de morphologie et des caractéristiques mécaniques[9].

2.3.5.2 Sous structure de solidification :

A. Mécanisme de formation : Les conditions de solidification hors équilibre pendant le soudage par fusion impliquent la déstabilisation du front plan solide-liquide avec la formation d'une sous structure de solidification. Chaque grain colonnaire de la structure d'une soudure d'un alliage contient une sous structure de solidification sous forme cellulaire ou dendritique. Même si la composition globale de la soudure est homogène, les sous structures cellulaires ou dendritiques représentent des formes de microségrégations. La microségrégation est caractérisée par une différence de composition entre le cœur et la périphérie des cellules individuelles ou des dendrites cellulaires. Les cellules sont des protubérances de métal solide microscopiques en forme de crayon qui refroidissent en avant de l'interface solide-liquide. Les dendrites sont plus développées que les cellules et ont une forme d'arbre avec un bras de dendrite primaire et des branches orthogonales appelées bras de dendrite secondaires. Généralement, les paramètres importants contrôlant les sous structures cellulaires ou dendritiques dans les soudures sont : Le coefficient de partage à l'équilibre K qui indique le potentiel de ségrégation d'un alliage.

$$K = \frac{C_s}{C_L}$$

(C_s : concentration de soluté à l'interface solide-liquide, C_L : concentration de liquide à l'interface solide-liquide).

- la composition de l'alliage elle-même (C_0).
- le gradient de température (G) dans le liquide à l'interface (en °C/mm).
- la vitesse de croissance ou vitesse d'avance du front de solidification à l'interface (R) (en mm/s).

Qu'elle soit planaire, cellulaire ou dendritique, la sous structure qui se produit au refroidissement est déterminée par G et R qui contrôlent la quantité de surfusion constitutionnelle. La zone de surfusion constitutionnelle est la région du liquide où la température réelle est inférieure à la température d'équilibre à cause des variations de compositions et des gradients thermiques. Si une soudure est réalisée à vitesse constante, la vitesse d'avance du front de solidification R est fixe (2.13).

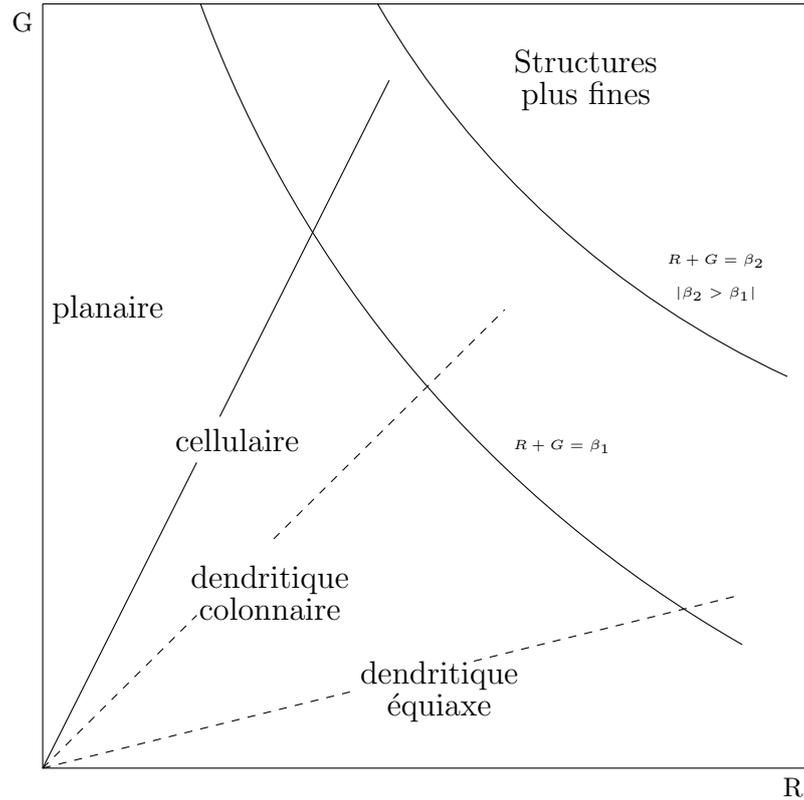


FIGURE 2.13: Effet du gradient de température sur le mode de solidification des soudures pour une vitesse constante.

En induisant un gradient de température extrêmement élevé (pente importante) il n'y a pas de surfusion constitutionnelle et la structure de solidification est plane. Quand le gradient décroît légèrement, les protubérances de métal solide à l'interface croissent plus vite que l'interface plate restante car le solide croît dans une zone de liquide en surfusion. De ce fait les protubérances solides sont présentes à une température en dessous du liquidus de l'alliage. Il en résulte une sous structure cellulaire dans chaque grain à croissance épitaxiale. Si la valeur du gradient de température décroît encore, la zone de surfusion est si importante que des bras secondaires se forment et une croissance dendritique cellulaire ou dendritique colonnaire est observée. Dans une sous structure dendritique cellulaire chaque grain contient plusieurs dendrites cellulaires alors que dans une structure dendritique colonnaire, un grain est occupé par une seule dendrite. Le plus haut degré de ségrégation se produit lors d'une solidification dendritique alors qu'aucune ségrégation mesurable ne se produit lors d'une croissance plane. Un haut pourcentage d'éléments d'alliages associé à des coefficients de partage à l'équilibre différents de l'unité favorisera donc une sous structure dendritique [9].

B. Effet de la vitesse de refroidissement : L'effet cumulé de G et de R gouverne le mode de croissance et donc la forme de la sous structure de solidification. Le produit $G \times R$ est équivalent à une vitesse de refroidissement exprimé en $^{\circ}\text{C} / \text{s}$ et par conséquent plus $G \times R$ sera important et plus les structures cellulaires, dendritiques colonnaires ou même dendritiques équiaxes seront fines. L'espace entre les bras des dendrites est aussi influencé par la vitesse de refroidissement, une faible vitesse favorisant un espacement plus grand et donc un effet de grossissement de la sous structure. L'effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure sont résumés dans le schéma suivant :

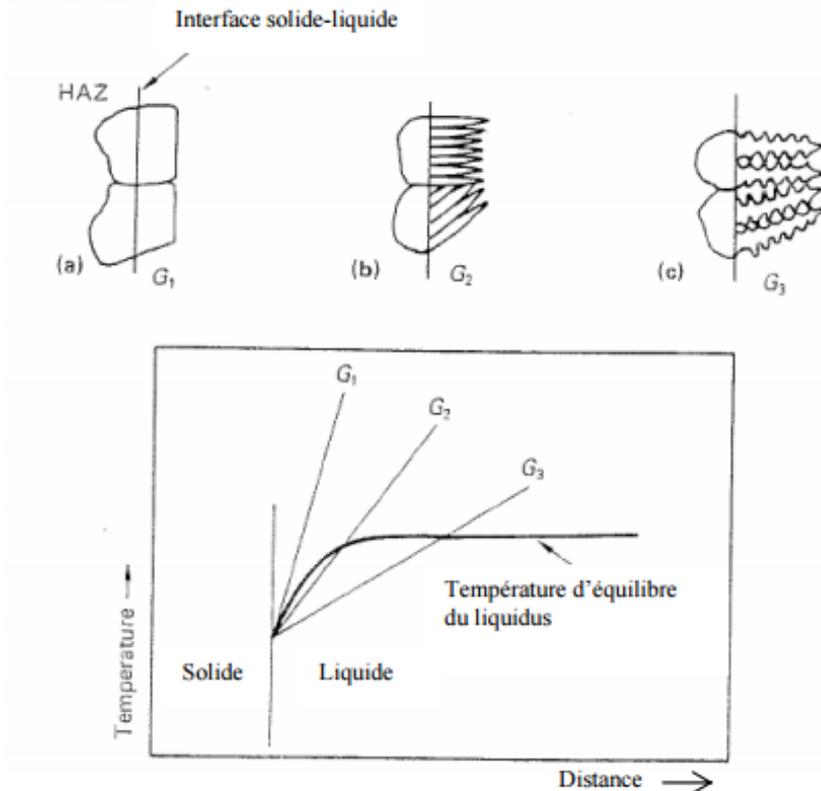


FIGURE 2.14: Schéma du gradient de température en fonction de la vitesse de croissance montrant les modes de solidification possibles.

En pratique les sous structures cellulaires et dendritiques cellulaires sont les plus fréquemment observés dans les structures de soudage. De plus il est très difficile de contrôler G et R indépendamment lors du processus de soudage car en règle générale une vitesse de soudage importante, et donc une vitesse d'avance de l'interface R grande, produira un gradient thermique élevé. De ce fait la sous-structure de solidification d'un alliage donné dépendra des concentrations en soluté, du degré de partage à l'équilibre des éléments d'alliage et des paramètres de soudage [9].

2.3.5.3 Qualité des joints de soudure des alliages légers :

La qualité des joints de soudure est une notion essentielle dans l'assemblage de structures pour des applications aéronautiques. Les alliages de titane, d'aluminium, de magnésium comme tous les autres métaux sont susceptibles de présenter certains défauts de soudage. Ainsi pour notre cas, la fissuration à chaud, qui est un mode d'endommagement très présent pour les alliages d'aluminium. Les défauts de contamination et de porosité sont les plus courants et essentiellement dus à des protections inadaptées. Cependant les défauts géométriques comme les manques de pénétration ou de fusion peuvent également être observés à cause d'un mauvais choix de paramètres de soudage et les porosités, ou les soufflures, apparaissent généralement avec une mauvaise préparation ou un nettoyage insuffisant des bords à assembler. Les curiosités structurales telles que les porosités et les défauts géométriques ont nécessité de larges investigations pour mener les corrections qui conviennent. Un décapage nitrofluorhydrique est recommandé avant soudage afin d'éliminer toutes traces de polluants [9]. Les problèmes les plus fréquents sont : la viscosité, l'effondrement, pas de coloration et les dendrites.

2.3.5.4 les principaux défauts :

A. Absorption des éléments gazeux : A haute température, et particulièrement à l'état liquide, les alliages peuvent être très réactifs vis-à-vis de la plupart des éléments de l'air comme l'hydrogène, l'oxygène ou l'azote. Les petits atomes de ces éléments qui migrent aux sites interstitiels entre les atomes vont empêcher les déformations plastiques et augmenter la résistance mécanique, qui s'accompagne d'une perte importante de ductilité. Ainsi la fusion, la solidification et le refroidissement à l'état solide, qui sont les étapes successives du soudage par fusion, doivent s'effectuer dans des environnements sous atmosphère protectrice ou sous vide. L'augmentation de la teneur en oxygène se traduit par une augmentation de dureté du métal et par une perte importante de ductilité. L'absorption d'hydrogène se traduit par une fragilisation sous contraintes. Le contrôle de la contamination des cordons de soudure peut se faire par des tests de micro dureté ou de pliage pour vérifier la tenue mécanique par rapport au métal de base. Néanmoins l'interprétation de ces résultats vis-à-vis du degré de contamination n'est pas évidente selon les transformations métallurgiques qui s'opèrent. Ainsi le contrôle visuel, qui reste un moyen de contrôle subjectif, est couramment utilisé car il renseigne sur l'efficacité de la protection gazeuse employée. La couleur de la surface contaminée est fonction de l'épaisseur de la couche d'oxyde [9].

B. Création des porosités : Au-delà de la limite de solubilité, les métaux en fusion (comme tous les liquides) ne sont plus capables de dissoudre la moindre particule de gaz.

De plus cette limite de solubilité dans le métal fondu décroît habituellement avec la diminution de la température jusqu'au point de fusion et chute brusquement à la solidification. A la solidification du métal liquide dans la zone de fusion d'une soudure, la chute de la solubilité va induire la formation de bulles du gaz non soluble, principalement près des limites du bain de fusion où le métal fondu est le plus froid. Selon la nature des forces de convection qui régissent les mouvements dans le métal liquide, les bulles de gaz peuvent s'échapper vers la surface ou, ce qui est le plus souvent constaté, rester prisonnières du métal solidifié créant ainsi des porosités. La présence des porosités dans les cordons de soudure par fusion des alliages de titane commerciaux est un défaut très tôt étudié et qui est encore le sujet de recherches notamment avec l'utilisation de procédés à hautes vitesses de soudage comme le faisceau d'électrons.

Les porosités seraient en partie dues à l'hydrogène initialement présent dans le métal de base ainsi qu'à une mauvaise préparation des bords à souder tels que la présence de bavures d'usinage. Cependant les paramètres de soudage semblent également jouer un rôle important sur la rétention des bulles de gaz d'hydrogène. Ainsi, les faibles vitesses de soudage par faisceaux d'électrons contribuent à diminuer la porosité puisque les bulles de H₂ ont suffisamment de temps pour se former, croître et s'échapper. Les vitesses de soudage importantes empêchent la formation initiale des bulles de H₂. L'effet de la présence des porosités sur les propriétés mécaniques est principalement marqué en fatigue avec des résultats variables pour évaluer la fiabilité des soudures. Le moyen de détection des défauts volumiques utilisé fréquemment est la radiographie par rayons X alors que le ressuage fluorescent est utilisé pour la détection éventuelle de défauts débouchant en surface comme les fissures [9].

C. Défauts géométriques : Les défauts géométriques des cordons de soudure sont des caractéristiques à prendre en considération car elles affectent les paramètres essentiels qui influent sur la conception d'un assemblage tels que la ductilité de la zone de fusion, la ténacité des soudures ou la tenue en fatigue. Parmi les défauts les plus courants, les caniveaux se caractérisent par des sillons apparaissant dans le métal fondu et indiquent une inégalité de chauffage, et les manques de fusion ou les excès de pénétration proviennent de mauvaises conditions opératoires (vitesse trop grande, intensité ou puissance insuffisante, etc.). De plus, une excellente préparation des bords à assembler est indispensable pour éviter les défauts géométriques d'accostage, source d'effondrement des cordons de soudure. A cela s'ajoutent les déformations et les contraintes mécaniques résiduelles induites par les contraintes thermiques du cycle de chauffage, et qui nécessitent des dispositifs de bridage des pièces à assembler. Le contrôle visuel et les coupes macrographiques sont des moyens usuels de contrôle de la conformité des défauts géométriques[9].

Chapitre 3

Modélisation numérique de la soudure :

Introduction :

Le soudage TIG est un procédé par fusion qui utilise la chaleur produite par l'arc d'un courant électrique de forte intensité traversant les pièces à assembler. Ce chapitre est essentiellement consacré à la simulation du procédé en lui-même plus qu'à celle du comportement des soudures. Bien que la complémentarité entre ces deux approches soit évidente, les exemples de simulation complète (depuis le soudage jusqu'à la rupture de la soudure) sont encore très rares.

On mettra en évidence la façon par laquelle les résultats d'une simulation du procédé peuvent être utilisés dans une simulation du comportement de la soudure.

On précisera d'abord l'utilité, les principes d'emploi et les limites d'un outil de simulation numérique dans l'étude des procédés de soudage TIG, par la suite, on distinguera les trois phases de la mise au point d'un modèle :

La formulation des hypothèses, l'obtention et l'analyse des résultats et la validation.

À chaque fois seront données les particularités liées à chaque étape et des exemples tirés de la littérature. En effet, le TIG met en jeu des mécanismes physiques différents des autres procédés de soudage comme la production de plasma et consommation de matière [13], par conséquent, la modélisation numérique de ce procédé nécessite d'abord une étude de ces mécanismes.

3.1 Généralités :

L'expérience, pour les procédés de soudage TIG comme pour d'autres, permet d'avoir accès à un certain nombre de résultats indispensables à la mise en œuvre du procédé,

et en particulier à la tenue des soudures réalisées en fonction des paramètres de soudage utilisés. Toutefois certaines conditions de soudage peuvent être coûteuses à mettre en place pour une simple expérience. De plus, la compréhension de la physique du procédé s'avère complexe à cause des phénomènes mécaniques, électriques, thermiques et métallurgiques qui s'y trouvent fortement couplés.

3.1.1 La modélisation :

La simulation est un outil utilisé pour étudier les résultats d'une action sur un élément sans réaliser l'expérience.

Le moyen le plus simple est de tenter l'expérience, et d'observer le résultat. Mais dans de nombreux cas l'expérience est irréalisable, trop chère. On a alors recours à la simulation : rechercher un élément qui réagit d'une manière semblable à celui que l'on veut étudier et qui permettra de déduire les résultats. En clair la modélisation permet d'analyser des phénomènes réels et de prévoir des résultats à partir de l'application d'une ou plusieurs théories à un niveau d'approximation donné.

3.1.1.1 Limites et avantages de la simulation :

L'ordinateur permet aujourd'hui de simuler des phénomènes très complexes tel qu'un soudage complet mais la puissance reste encore insuffisante pour représenter l'ensemble des phénomènes qui se produisent hors certains domaines : la simulation de l'évolution du temps reste encore très difficile au-delà de quelques heures.

- La simulation permet d'effectuer des recherches sur un système isolé, en faisant varier les paramètres un à un et en recommençant avec les mêmes conditions initiales.
- L'expérimentation, sauf pour les phénomènes simples, ne permet pas toujours d'isoler le système à étudier de son environnement ; la maîtrise des conditions initiales peut être compliquée et l'expérience peut détruire le système étudié ou le modifier suffisamment pour empêcher de recommencer.
- La simulation est souvent moins chère que l'expérimentation et comporte beaucoup moins de risques lorsque l'homme fait partie du système étudié. Les résultats peuvent être obtenus beaucoup plus rapidement.
- La simulation (surtout numérique) est basée sur une connaissance des phénomènes qui ne peut être obtenue que par l'expérimentation. Une simulation ne peut donc être réalisée que si on dispose d'un acquis de connaissances suffisant obtenu par des expérimentations sur des phénomènes antérieurs et analogues. Quelle que soit la qualité de la simulation, elle ne remplace pas totalement l'expérimentation.
- Certaines simulations ont un coût très élevé (même s'il reste faible devant celui de

l'expérimentation). Ceci explique que les utilisateurs de la simulation, en particulier lorsqu'elle utilise des moyens de calculs exceptionnels, sont les industries à forte valeur ajoutée (aéronautique et espace, nucléaire) ou à risque élevé (militaire)[18][19].

3.1.1.2 Catégories de simulation informatique :

On peut distinguer trois catégories de simulations :

- La simulation continue, où le système se présente sous la forme d'équations différentielles à résoudre. Elle permet de suppléer à la résolution analytique quand celle-ci est impossible. Effectuée au départ sur des calculateurs analogiques, elle s'est effectuée aussi sur des ordinateurs ainsi que des machines hybrides, et un troisième type de calculateurs qui n'a pas eu de lendemain, les calculateurs stochastiques.
- La simulation par agents, où la simulation est segmentée en différentes entités qui interagissent entre elles. Elle est surtout utilisée dans les simulations économiques et sociales, où chaque agent représente un individu ou un groupe d'individus. Par nature, son fonctionnement est asynchrone.
- La simulation discrète dans laquelle le système est soumis à une succession des événements qui le modifient. Ces simulations ont vocation d'appliquer des principes simples à des systèmes de grande taille. La simulation discrète se divise en deux grandes catégories :
 - * asynchrone ou time-slicing : on simule à chaque fois le passage d'une unité de temps sur tout le système.
 - * synchrone ou event-sequencing : on calcule l'arrivée du prochain événement, et on ne simule qu'un événement par événement, ce qui permet souvent des simulations rapides, bien qu'un peu plus complexes à programmer, dans ce qui suit tout est porté sur ce principe [18] [20].

3.1.1.3 Méthodes de simulation :

- Méthodes de Runge-Kutta pour le traitement numérique des équations différentielles ;
- Simulation atomistique en physique des matériaux ;
- Méthode de Monte-Carlo en physique statistique, physique des matériaux, physique nucléaire, physique des particules, mathématiques, statistiques et économétrie ;
- Méthode ab initio en mécanique quantique, chimie quantique ;
- Système multi-agents, pour la simulation de systèmes complexes ;
- Discrétisation des équations (éléments finis, volumes finis, différences finies) en mécanique, aérodynamique, acoustique ;

- Dynamique moléculaire, dynamique d'amas en chimie, physique ;
- Simulations PIC (Particle-in-Cell) en physique ;
- Méthode des éléments finis [18] [19].

Pour le présent modèle on a choisit la méthode des éléments finis, pour le traitement des équations aux dérivées partielles.

3.1.2 Méthode des éléments finis :

En analyse numérique, la méthode des éléments finis est utilisée pour résoudre numériquement des équations aux dérivées partielles. Celles-ci peuvent par exemple représenter analytiquement le comportement dynamique de certains systèmes physiques (mécaniques, thermodynamiques, acoustiques, etc...).

Concrètement, cela permet par exemple de calculer *numériquement* le comportement d'objets même très complexes, à condition qu'ils soient continus et décrits par une équation aux dérivées partielles linéaire soit : Transfert thermique dans un milieu continu, comportement d'un fluide dans un compartiment, déformation d'une structure métallique, etc.

3.1.2.1 Principe général :

La méthode des éléments finis permet donc de résoudre de manière discrète une EDP dont on cherche une solution approchée suffisamment " fiable. De manière générale, cette EDP porte sur une fonction u , définie sur un domaine. Elle comporte des conditions aux bords permettant d'assurer l'existence et l'unicité d'une solution.

Sauf cas particuliers, la discrétisation passe par une redéfinition et une approximation de la géométrie, on considère donc le problème posé sur la géométrie approchée par un domaine polygonal ou polyédrique par morceaux. Une fois la géométrie approchée, il faut choisir un espace d'approximation de la solution du problème, dans la MEF, cet espace est défini à l'aide du maillage du domaine (ce qui explique aussi pourquoi il est nécessaire d'approcher la géométrie). Le maillage du domaine permet d'en définir un pavage dont les pavés sont les éléments finis. Un élément fini est la donnée d'une cellule élémentaire et de fonctions de base de l'espace d'approximation dont le support est l'élément, et définies de manière à être interpolantes.

Bien qu'il existe de nombreux logiciels exploitant cette méthode et permettant de "résoudre" des problèmes dans divers domaines, il est important que l'utilisateur ait une bonne idée de ce qu'il fait, notamment quant au choix du maillage et du type d'éléments

qui doivent être adaptés au problème posé : aucun logiciel ne fera tout pour l'utilisateur, et il faut toujours garder un œil critique vis-à-vis de solutions approchées. Pour cela il existe des indicateurs d'erreur et des estimateurs d'erreur qui permettent d'ajuster les différents paramètres.

La solution étant trouvée, il reste cependant à déterminer les caractéristiques de la méthode ainsi développée, notamment l'unicité de l'éventuelle solution ou encore la stabilité numérique du schéma de résolution. Il est essentiel de trouver une estimation juste de l'erreur liée à la discrétisation et montrer que la méthode ainsi écrite converge, c'est-à-dire que l'erreur tend vers 0 si la finesse du maillage tend elle aussi vers 0. Dans le cas d'une EDP linéaire avec opérateur symétrique (comme l'est l'opérateur laplacien), il s'agit finalement de résoudre une équation algébrique linéaire, inversible dans le meilleur des cas [20].

3.1.2.2 Dimensions :

Bien que théoriquement la méthode soit transposable en dimensions supérieures du support, techniquement la complexité de création des discrétisations croît avec la dimension...

- On utilise dans ce travail la méthode des éléments finis en trois dimensions à valeurs réelles ;
- Les équations étudiées sont des équations différentielles d'ordre deux ;
- La méthode est généralisable à des équations aux dérivées partielles d'ordre supérieur ;
- On traite ici le cas d'une solution réelle à une EDP ; les cas les plus couramment rencontrés sont la dimension 1, 2 ou 3 (pour des problèmes de mécanique) ;

Pratiquement, on résout rarement des problèmes en dimensions supérieures à 3 — y compris des problèmes de dynamique en espace à 3 dimensions qui pourraient être traités en quatre dimensions mais sont traités en réalité avec une méthode mixte éléments finis "en espace" et en différences finies "en temps"[20] [21].

3.2 Choix du maillage et discrétisation :

3.2.1 Choix d'un maillage :

La méthode des éléments finis repose sur un découpage de l'espace selon un maillage. Généralement pour la modélisation en 2D on choisit un maillage carré ou triangulaire mais rien n'interdit de choisir des maillages plus complexes. Il n'est pas non plus nécessaire que le maillage soit régulier et on a tendance à le resserrer près des endroits d'intérêt, par

exemple aux endroits où on pense qu'il y a une variation de gradient de température. Cependant, il faut veiller à avoir des éléments faiblement distordus (se rapprocher d'un polygone régulier). Plus ce maillage est resserré, plus la solution que l'on obtient par la méthode des éléments finis sera précise et proche de la "vraie" solution de l'équation aux dérivés partielles [22].

3.2.1.1 Fonctions de base :

On doit après prendre une base de fonctions "adaptées" au maillage. Plusieurs choix sont alors possibles. En général, les fonctions de base utilisées pour les éléments finis sont interpolantes, c'est-à-dire que les valeurs nodales sont les valeurs des grandeurs inconnues aux nœuds.

La plus simple est l'emploi des polynômes de Lagrange. Dans cette méthode les fonctions de base valent 1 à un nœud du maillage et 0 à tous les autres. La fonction de base i est alors la fonction valant 1 au nœud i et 0 sur les autres nœuds et qui est polynomiale sur chaque élément.

On appelle élément la donnée d'une géométrie (souvent polygonale en 2D, polyédrique en 3D) et de fonctions de base associées à cette géométrie.

En 3D :

- tétraèdre de degré 1, (quatre nœuds, linéaires)
- cube de degré 1, (huit nœuds, linéaire)

Ces deux sont les plus utilisés, pour notre cas d'étude on a opté pour le tétraédrique régulier à cause des simplification que ceci propose pour l'outil informatique :

(4 nœuds < 8 nœuds par éléments $\Rightarrow \frac{1}{2}$ le calcul à faire $\Rightarrow \frac{1}{2}$ le temps de simulation)

3.2.2 Discrétisation :

Soit le maillage M et la base $b = (e_1..e_n)$ associée. Puisque la condition de Dirichlet¹ impose des fonctions nulles aux bords, on utilise uniquement la sous-base b limitée aux points intérieurs de Ω . On cherche la solution \bar{u} du problème discrétisé ainsi :

$$\bar{u} \in V_n^0 | \forall v \in V_n^0, a(\bar{u}, v) = L(v) \quad (3.1)$$

Or dans cet espace discrétisé, dire que tout vecteur vérifie la proposition précédente est équivalent à dire que tous les vecteurs de la base vérifient la proposition. Si l'on décompose la solution \bar{u} bar dans la base des e_i intérieurs, en composantes u_i , on obtient :

$$\forall j \in [1, \dots, n] \sum_{i=1}^n u_i a(e_i, e_j) = L(e_j) \quad (3.2)$$

L'idée est que quand le maillage se resserre et que le nombre de fonctions de base n tend vers l'infini (et que l'espace engendré par cette base V_n^0 croit vers V_0), les solutions u_n devront converger vers la solution u de l'équation aux dérivées partielles de départ [21].

3.2.3 Problème sous forme matricielle :

Si l'on note :

- la matrice A ayant pour composantes les $a(e_i, e_j)$;
- le vecteur U ayant pour composantes les u_i qui sont les coordonnées de la solution approché sur la base b ;
- le vecteur B ayant pour composantes les $L(e_j)$.

alors ce problème revient à résoudre le système d'équation linéaire de n équations à n inconnues : $AU = B$

La matrice A est appelée matrice de rigidité par analogie avec certain problèmes de mécanique des solides. A est par construction symétrique, et puisque a est coercive²,

1. En mathématiques, une condition aux limites de Dirichlet (nommée d'après Johan Dirichlet) est imposée à une équation différentielle ou à une équation aux dérivées partielles lorsque l'on spécifie les valeurs que la solution doit vérifier sur les frontières/limites du domaine. Pour une équation différentielle, par exemple : $y'' + y = 0$
la condition aux limites de Dirichlet sur l'intervalle $[a, b]$ s'exprime par : $y(a) = \alpha$ et $y(b) = \beta$ où α et β sont deux nombres donnés.

Pour une équation aux dérivées partielles, par exemple : $\Delta y + y = 0$ où Δ est le Laplacien (opérateur différentiel), la condition aux limites de Dirichlet sur un domaine $\Omega \subset R^n$ s'exprime par : $y(x) = f(x) \quad \forall x \in \partial\Omega$

où f est une fonction connue définie sur la frontière $\partial\Omega$.

2. En analyse, une fonction réelle est dite coercive si "elle tend vers l'infini à l'infini" $\lim_{x \rightarrow \infty} f(x) = +\infty$

alors A est symétrique, définie positive donc inversible. On obtient donc l'existence et l'unicité de $U = A^{-1}B$. grâce aux coordonnées de \bar{u} sur la base b on peut alors construire la solution approchée \bar{u} . Quand le maillage se resserre cette solution approchée va tendre vers la vraie solution de l'équation aux dérivées partielles de départ.

Pour le cas avec une deuxième discrétisation de $L(e_j)$ on obtient :

$$AU = Mf$$

Où M est appelée la matrice de masse et contient les $\int_{\Omega} e_i.e_j .f$ est un vecteur contenant les coordonnées de f dans la base. La méthode est alors la même qu'avec une seule discrétisation puisque A vérifie les mêmes propriétés. Cette méthode peut parfois être préférée quand on peut obtenir de façon simple la projection de f sur la base et la matrice M [22][23][24].

3.2.4 Algorithme :

La méthode des éléments finis doit être conduite ainsi

1. On calcule la matrice de rigidité A ;
2. On détermine le membre de droite, en calculant les termes $L(e_j)$ ou alors par l'intermédiaire de la matrice de masse.
3. On résout le problème $AU = B$ ou le problème $AU = Mf$ suivant le niveau de discrétisation choisi. U est alors donné par $U = A^{-1}B$. Selon la base qui a été choisie et selon les données du problème, il faut choisir la méthode d'inversion la plus efficace pour A . C'est l'étape la plus consommatrice en termes de puissance de calculs, et l'efficacité de la méthode en termes de temps de calculs se joue principalement sur cette étape.
4. On peut écrire \bar{u} grâce au vecteur U qui contient les coordonnées de \bar{u} sur la base b et obtenir une solution approchée au problème.

3.2.4.1 Principe

- Le milieu continu est "idéalisé" par la subdivision en un nombre fini d'éléments dont le comportement est représenté par un nombre fini de paramètres ;
- La résolution du problème global, obtenu par assemblage des éléments, suit les règles qui régissent les structures discrètes[22][24].

3.2.4.2 Les difficultés

- D'ordre théorique : formulation des éléments
- D'ordre pratique :
Discrétisation du milieu continu (maillage).

Qualité des résultats (convergence de la méthode).

3.3 Logiciels des éléments finis :

Voici quelques logiciels utilisant la méthode des éléments finis :

- ABAQUS : logiciel pluridisciplinaire développé par la société Simulia (Dassault Systèmes) ;
- ANSYS : logiciel pluridisciplinaire développé par Ansys ;
- CAST3M : logiciel pluridisciplinaire français développé par le CEA (gratuit pour l'enseignement et la recherche) ;
- COMSOL MULTIPHYSICS : logiciel élément finis alliant généricité (mécaniques des fluides, électromagnétisme, mécaniques des structures, thermique) ;

Dans le cadre de ce PFE, le choix était Comsol comme un logiciel performant surtout pour la modélisation de plusieurs phénomènes simultanément comme son nom en anglais l'indique (multiphysics).

3.3.1 A propos de Comsol multiphysics

Comsol multiphysics est un environnement de modélisation très puissant dont les avantages se résume dans les points suivants :

- COMSOL Multiphysics (FEMLAB) est un logiciel de résolution de modèles différentiels (pde) ;
- Multiphysique (généricité, couplage mécaniques des fluides Électromagnétisme, mécaniques des structures, thermique) par ÉLÉMENTS FINIS ;
- Nombre illimité d'interactions entre différentes physiques ;
- COMSOL Multiphysics est multiplateforme : Windows, Mac, GNU/Linux... ;
- Contient la plupart des équations ;
- Utilise une interface graphique ;
- Peu de programmation directe ;
- Interface MATLAB possible.

3.3.1.1 Plan de travail :

Un projet sur Comsol nécessite les réponses à ces question :

- Choix de la dimension :
 - 3D, 2D ;
 - axisymétrique, 3D et symétrique sur le plan xz pour notre projet ;
- Choix des modules physique :
 - Transfert de chaleur ;

- Électromagnétisme ;
- Mécanique des fluides ;
- Choix du type d'étude :
 - Stationnaire ;
 - Temporelle, qu'on a utilisé ;
 - Fréquentielle ;
- Construction de la géométrie ;
- Choix du (ou des) matériau(x) pour chaque géométrie.
- Paramétrage du (ou des) module(s) physique(s) : prendre en considération les conséquences d'un phénomène sur un autre et faire les liaisons entre eux comme par exemple :

Un changement de phase (solide en liquide) implique le changement des paramètres caractéristiques du matériau (la densité, la conductivité ...etc) ce qui influe la réaction de ce matériau aux autres phénomènes.

3.4 Phénomènes et mathématiques :

Les simplifications suivantes ont été supposées pour traduire le phénomène en modèle mathématique :

- Le flux du fluide dans la ZF est laminaire ;
- La distribution de chaleur de la source est gaussienne ;
- L'approximation Boussinesq était considérée pour évaluer Navier-Stocks avec les phénomènes de Marangoni et Lorentz ;
- Les composants de la zone fondue sont pris avec une distribution uniforme ;
- La surface supérieure de la ZF est non déformable ;
- L'évaporation à la surface de la ZF est négligée.

3.4.1 Modélisation de la source :

Une distribution gaussienne est utilisée pour la densité normale du courant et la distribution de la chaleur de l'arc. Voici les équations qui régissent ces distributions :[23]

$$J(x, y) = \frac{I}{\pi \sigma'_x \sigma'_y} \exp \left(-A_c \frac{(x - x'_0)^2}{\sigma x'^2} + \frac{(y - y'_0)^2}{\sigma y'^2} \right) \quad (3.3)$$

$$Q(x, y, z, t) = \frac{IV}{\pi \sigma_x \sigma_y} A_c (1 - R_c) \exp \left(-\frac{(x - x_0)^2}{\sigma x^2} + \frac{(y - y_0)^2}{\sigma y^2} \right) \exp(-A_c \cdot ||z||) * an(t) \quad (3.4)$$

Dans ces équations :

J	Courant de l'arc électrique.
Q	Chaleur générée par l'arc.
I	Amplitude de courant électrique
V	Tension de l'arc.
A_c	Coefficient d'absorption établie expérimentalement. Ceci peut être vue comme coefficient de rendement dans notre cas.
R_c	Le coefficient de réflexion. Ce coefficient n'a pas vraiment d'importance pour la simulation du TIG mais en perspective on veut que le modèle s'applique aux autres types de soudage comme le laser par exemple.
σ_x	Rayon longitudinal de l'ellipse de gauss.
σ_y	Rayon transversal de l'ellipse de gauss.
x_0, y_0	La position initial de l'ellipse

Ces équations sont d'origine statistique dont on va pas intéresser. L'effet joule résultant du courant est modélisé comme énergie qui fait partie de la chaleur entrante décrit par l'équation 3.4. Voici une représentation graphique de cette distributions dans un domaine spatial :

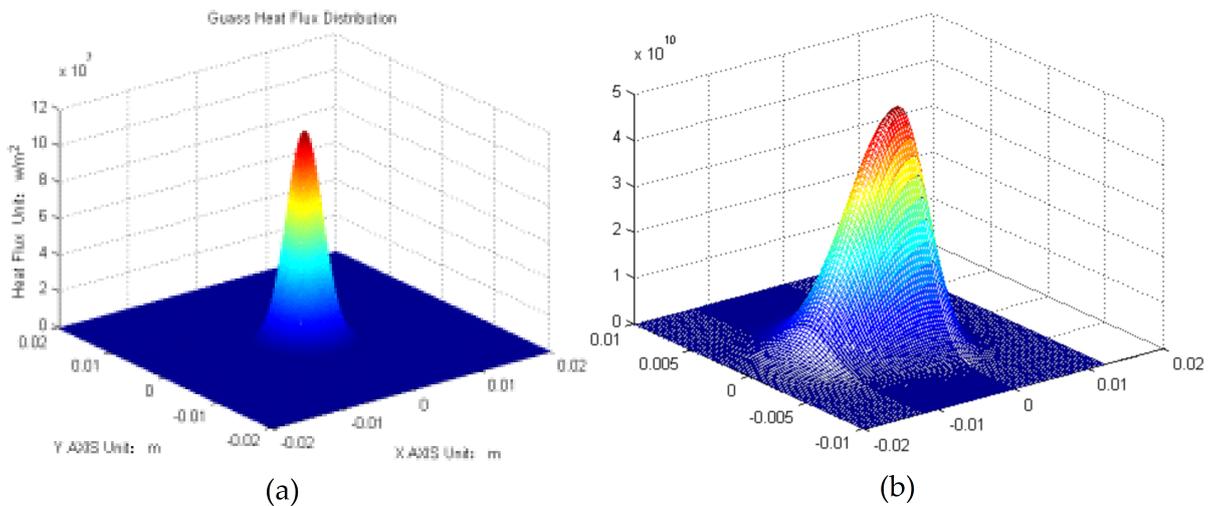


FIGURE 3.1: Représentation graphique de la distribution de la chaleur de la source.

La nature du courant influe beaucoup sur le comportement de la soudure, c'est la raison pour laquelle elle est prise en considération pour cette modélisation, elle est directement injectée dans les deux équations précédentes en remplaçant la constante I , par $I(t)$ ou bien en modifiant la partie temporelle de ces équations pour générer les pulsations de courant et de chaleur suivant la fréquence du courant induit.

On a utilisé un courant alternatif d'amplitude I , et de fréquence de pulsation $pulse_width$ variable.

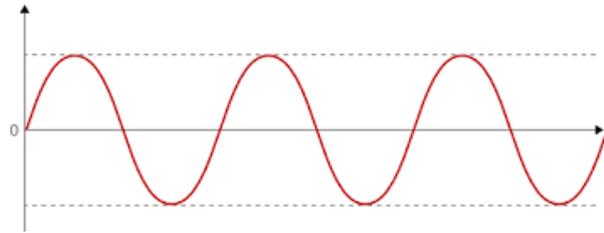


FIGURE 3.2: Courant électrique de la source.

Cette distribution est normalement appliquée à une partie de la surface supérieure du modèle mais dans notre cas on l'a appliqué sur toute la géométrie à cause des simplifications numériques. La simulation d'une source mobile sous forme de géométrie indépendante implique un maillage mobile ou bien un remaillage à chaque instant ce qui demande trop de la machine à calculs et prend beaucoup de temps, pour contourner le problème on a prévu un système où la source de chaleur est définie comme une matrice sur tout l'objet (pièce en question) puis cette matrice vaut 0 pour tout point sauf au point considéré, (de coordonnées x_0, y_0) ou la distribution à proximité de ce dernier est la gaussienne décrite par les parties spatiales des équations précédentes.

L'implémentation dans Comsol a été faite en utilisant une variable sous le nœud 'définition' le tout sous 'modèle'.

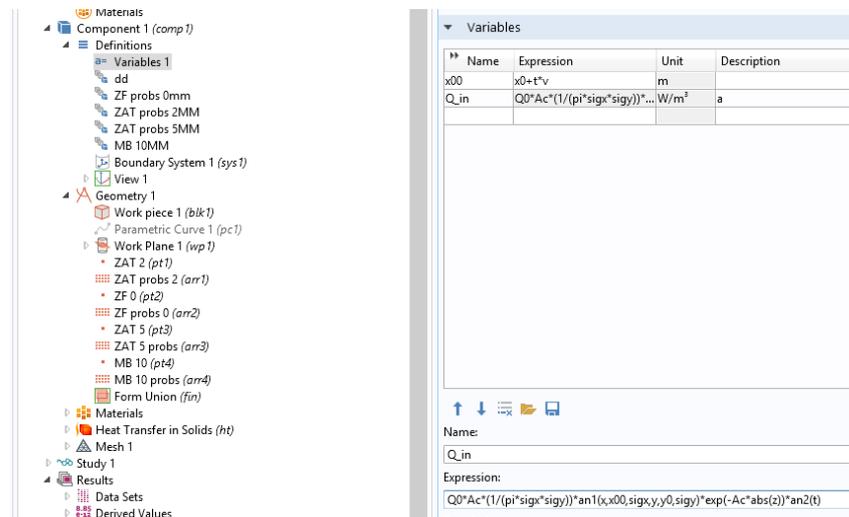


FIGURE 3.3: Implémentation d'une distribution gaussienne dans Comsol.

Avec les exponentielles sous forme de fonctions analytiques intégrées dans 'définition' de la partie 'globale'.

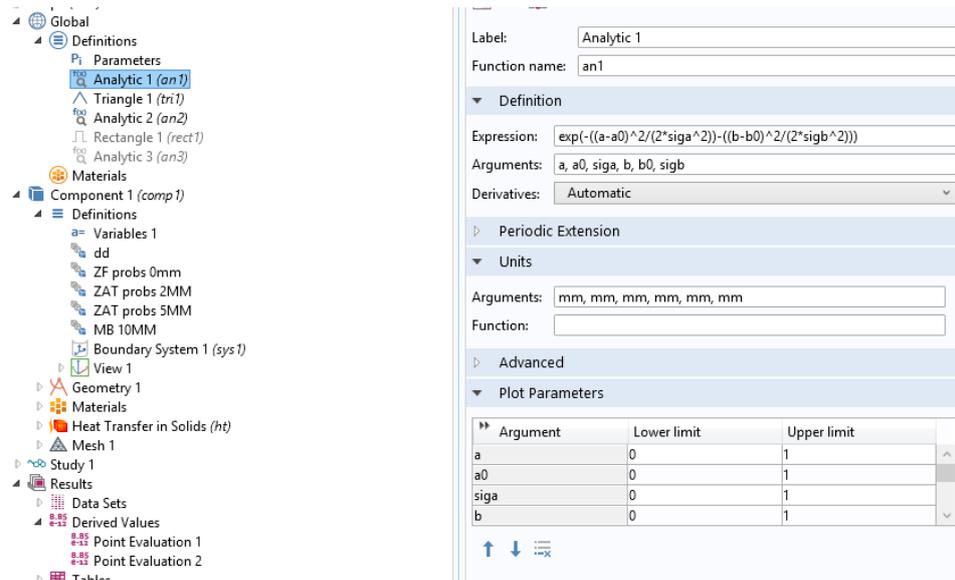


FIGURE 3.4: Implémentation des équations analytiques sous Comsol.

Les différents types de courant étaient programmés sous Matlab et injectés de la même façon.

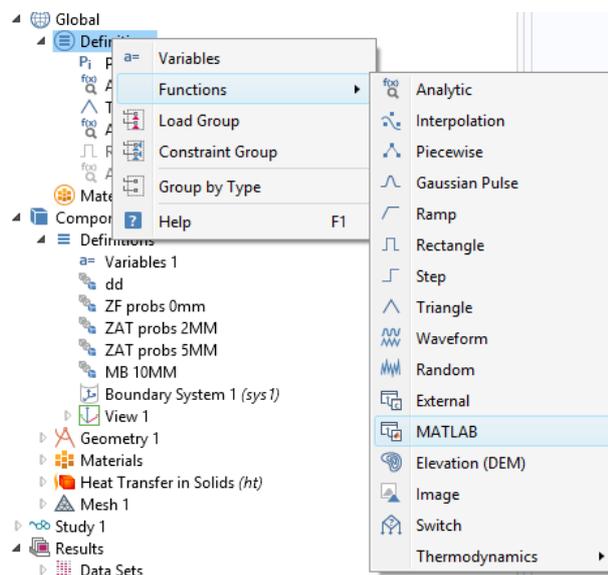


FIGURE 3.5: Intégration du code MATLAB dans Comsol.

Le nœud 'heat source' sous le module 'HT'³ est utilisé pour l'application de la quantité évaluée par la précédente formulation.

3. Heat Transfer in solids module

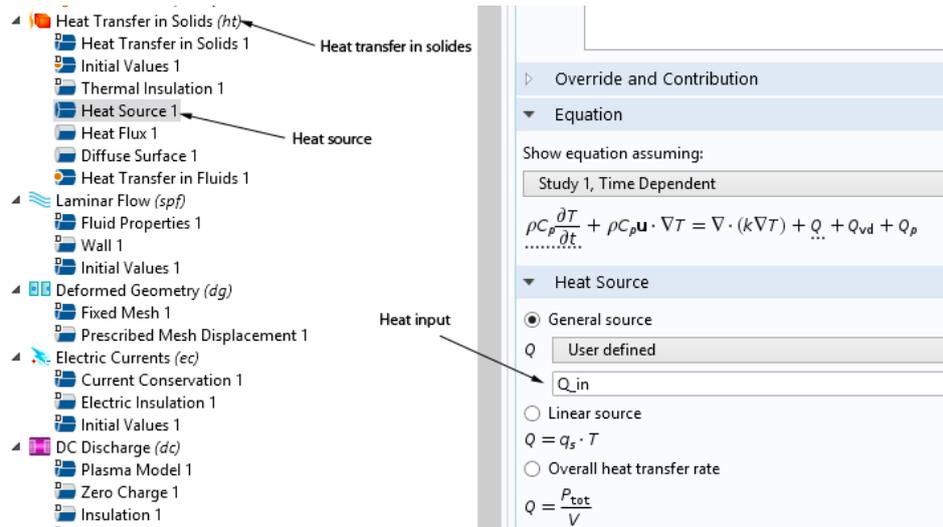


FIGURE 3.6: Source de chaleur du module HT dans Comsol.

3.4.1.1 Source mobile :

Comme expliquée auparavant ; la source se distribue sur l'ellipse de position x_0, y_0 , donc rendre x_0 une fonction du temps $x_0 = f(t)$ implique le déplacement de l'ellipse et donc un changement de la distribution, cette dernière devient 0 partout sauf autour de x_0 qui est maintenant fonction du temps.

En résumé, l'indication : $x_0(t) = x_0^0 + v.t$ implique le mouvement de la source sur l'axe des x avec une vitesse v .

L'implémentation se fait de la même façon que pour la source comme variable local.

3.4.2 Modélisation de la zone fondue :

3.4.2.1 Transfert thermique dans les fluides :

La loi fondamentale régissant tout transfert de chaleur est la première loi de la thermodynamique, communément appelé le principe de conservation de l'énergie. Cependant, l'énergie interne, U , est une quantité plutôt gênante pour mesurer et utiliser dans les simulations. Par conséquent, la loi fondamentale est généralement réécrite en termes de température, T . Pour un fluide, l'équation de la chaleur qui en résulte est :

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) T \right) = -(\nabla \cdot \mathbf{q}) + \tau : S - \frac{\partial T}{\rho \partial t} \Big|_p \left(\frac{\partial p}{\partial t} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) p \right) + Q \quad (3.5)$$

Où :

ρ est la masse volumique (SI unité : kg/m^3).

C_p est la capacité de chaleur spécifique à pression constante (unité SI : $J/kg.K$).

T est la température absolue (unité SI : K).

u est le vecteur de vitesse (SI unité : m/s).

q est le flux de chaleur par conduction (unité SI : W/m^2).

p est la pression (unité SI : Pa).

τ est la contrainte visqueuse du tenseur (unité SI : Pa).

S est le tenseur vitesse de déformation unité SI : s^{-1} :

$$S = \frac{1}{2}(\nabla u + (\nabla u)^T) \quad (3.6)$$

Q contient des sources de chaleur autre que le chauffage visqueux (unité SI : W/m^3)[23].

Cette équation est aussi adaptable au transfert thermique dans les solides par suppression du terme $\frac{d\rho}{dt}$, partant de la considération que les solides sont des liquides incompressible et indéformable. Dans la partie modélisation de la ZAT, et du MB on applique aussi les équations de transfert thermique dans les fluides alors que ceux sont des zones solides, ce qui est valide pour les considérations prises.

La réponse à la question pourquoi le transfert thermique dans les fluides et pas dans les solides est détaillé dans la section changement de phase.

En développant l'équation 3.5, un certain nombre de relations thermodynamiques ont été utilisées. L'équation suppose également que la masse est toujours conservée, ce qui signifie que la densité et la vitesse doivent être liées par l'intermédiaire :

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho v) = 0 \quad (3.7)$$

Les interfaces de transfert de chaleur utilisent la loi de Fourier de conduction de la chaleur, ce qui indique que le flux de chaleur par conduction, q , est proportionnel au gradient de température :

$$q_i = -k \frac{\partial T}{\partial x_i} \quad (3.8)$$

Où k est la conductivité thermique (SI unité : $W / (m .K)$). Dans un solide, la conductivité thermique peut être anisotrope (autrement dit, elle a des valeurs différentes dans des directions différentes). Ensuite, k est un tenseur :

$$\begin{pmatrix} k_{xx} & k_{xy} & k_{xz} \\ k_{yx} & k_{yy} & k_{yz} \\ k_{zx} & k_{zy} & k_{yz} \end{pmatrix} \quad (3.9)$$

Et le flux de chaleur par conduction est donnée par

$$q_i = - \sum_j k_{ij} \frac{\partial T}{\partial x_j} \quad (3.10)$$

Le second terme à droite de l'équation 3.5 représente le chauffage d'un fluide visqueux. Un terme analogue se pose à partir de l'amortissement visqueux intérieur d'un solide. L'opération " : " est une contraction et peut dans ce cas être écrite sur la forme suivante :

$$a : b = \sum_n \sum_m a_{nm} b_{nm} \quad (3.11)$$

Le troisième terme représente le travail de pression et est responsable du chauffage d'un fluide sous compression adiabatique et pour certains effets thermo-acoustiques. Un terme similaire peut être inclus pour tenir compte des effets thermo-élastiques dans les solides. En insérant l'équation 3.8 dans l'équation 3.5, en réordonnant les termes, et en ignorant le chauffage visqueux et le travail de pression, on mettra l'équation de la chaleur dans une forme plus familière :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p u \cdot \nabla T = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q \quad (3.12)$$

L'interface de transfert de chaleur avec le transfert de chaleur dans les fluides résout cette équation pour la température T. Si la vitesse est réglée à zéro, l'équation régissant le transfert de chaleur par conduction pure est obtenue :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \cdot (-k \nabla T) = Q \quad (3.13)$$

Le concept de flux de chaleur n'est pas aussi simple qu'il y paraît à première vue. La raison en est que la chaleur n'est pas une propriété conservée. La propriété est conservée à la place de l'énergie totale. Par conséquent le flux thermique et le flux d'énergie sont similaires, mais non identiques. Cette section décrit brièvement la théorie des variations pour le flux total de chaleur et le flux d'énergie totale. Les approximations faites sur les variables disponibles pour l'analyse des résultats et de la visualisation ne changent pas les résultats du calcul. Flux de l'énergie totale : Le flux d'énergie totale d'un fluide est égale à :

$$\rho u (H_0 + \Psi) - k \nabla T + \tau \cdot u + q_r \quad (3.14)$$

Ci-dessus, H_0 est l'enthalpie totale :

$$H_0 = H + \frac{1}{2}(u \cdot u) \quad (3.15)$$

Où à son tour H est l'enthalpie. Dans l'équation 3.14 τ est la contrainte visqueuse tenseur et q_r est le flux de chaleur par rayonnement. q_r dans l'équation 3.14 est le potentiel de force. Il peut être formulé dans certains cas particuliers, par exemple, pour les effets gravitationnels, mais il est en général assez difficile à tirer. L'énergie potentielle est donc souvent exclus et le flux d'énergie totale est évaluée par :

$$\rho u \left(H + \frac{1}{2}(u.u) \right) - k\nabla T + \tau.u + q_r \quad (3.16)$$

pour un fluide simple non compressible l'enthalpie, H est de la forme :

$$H = H_{ref} + \int_{T_{ref}}^T C_p dT + \int_{p_{ref}}^p \frac{1}{\rho} \left(1 + \frac{T}{\rho} \left(\frac{\partial \rho}{\partial T} \right) \Big|_p \right) dp \quad (3.17)$$

Où :

- p La pression absolue.
- H_{ref} L'enthalpie de référence.
- T_{ref} La température de référence.
- p_{ref} La pression de référence[23].

Dans Comsol, T_{ref} est 298,15 K et p_{ref} est une atmosphère. En théorie, toute valeur peut être affectée à H_{ref} , mais pour des raisons pratiques, elle est donnée en valeur positive, selon les approximations suivantes :

Les matières solides et les gaz parfaits : $H_{ref} = C_{p,ref}T_{ref}$

Gaz / liquide : $H_{ref} = (C_{p,ref}/\gamma_{ref})T_{ref} + p_{ref}/\rho_{ref}$

Où l'indice "ref" indique que la propriété est évaluée à l'état de référence. Les deux intégrales de l'équation 3.17 sont parfois désignées comme l'enthalpie sensible. Ceux-ci sont évalués dans Comsol par intégration numérique. La deuxième intégrale est seulement incluse pour les gaz/liquides étant donné qu'elle est communément beaucoup plus petite que la première intégrale pour les matières solides et elle est identiquement nulle pour les gaz parfaits. Pour l'évaluation de H à travailler, il est important que la dépendance de C_p , ρ , γ et de la température soient prévues, soit via une entrée de modèle ou comme une fonction de la variable de la température. Si C_p , γ ou ρ dépendent de la pression, la dépendance doit être prescrite soit via une entrée de modèle ou à l'aide de la variable pA qui est la variable de la pression absolue. L'implémentation des équations de transfert thermique en générale était fait via le module de transfert thermique dans les solides (heat transfer in solids module), de plus les transferts thermique dans les fluides qui se trouvent aussi dans le même module sous le nœud (heat transfer in fluides).

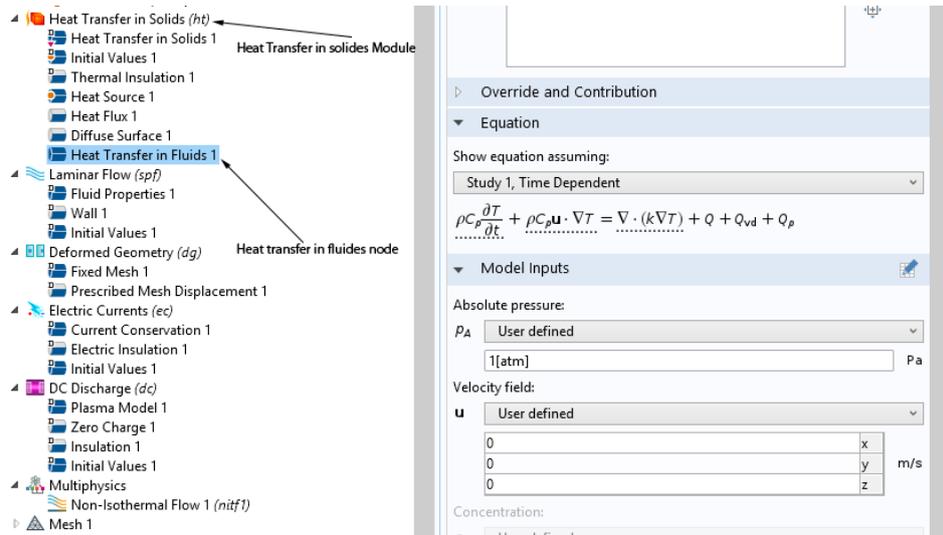


FIGURE 3.7: Le nœud transfert thermique dans les fluide du module HT sous Comsol

3.4.2.2 Conditions aux limites de température et de flux de chaleur :

L'équation de la chaleur accepte deux types de conditions aux limites basiques :

- une température spécifiée.
- un flux de chaleur indiqué.

La première valeur est une contrainte et prescrit la température à une limite :

$$T = T_0 \text{ sur } \delta\Omega$$

Tandis que le second indique le flux de chaleur vers l'intérieur $-n \cdot q = q_0$ sur $\delta\Omega$

Où :

q est le vecteur de flux de chaleur par conduction (unité SI : W / m^2) tel que

$$q = -k \nabla T$$

n est le vecteur normal de la frontière.

q_0 est le flux de chaleur vers l'intérieure (en unités SI : W/m^2), normale à la frontière.

$\delta\Omega$ L'élément discrétisé.

Le flux de chaleur vers l'intérieur, q_0 , est souvent une somme de contributions des différents processus de transfert de chaleur (par exemple, rayonnement et convection). Le cas spécial $q_0 = 0$ est considéré pour l'isolation thermique (au niveau du plan de symétrie par exemple). Un type courant de conditions aux limites du flux de chaleur sont celles où $q_0 = h(T_{inf} - T)$, où T_{inf} est la température loin du domaine modélisé et le coefficient de transfert de chaleur, h , représente toute la physique qui se produit entre la frontière et très loin de cette dernière. Il peut inclure à peu près tout, mais la situation la plus courante est que h représente l'effet d'un refroidissement par fluide extérieur ou le chauffage

d'une surface d'un solide, un phénomène souvent désigné comme le refroidissement par convection ou de chauffage.

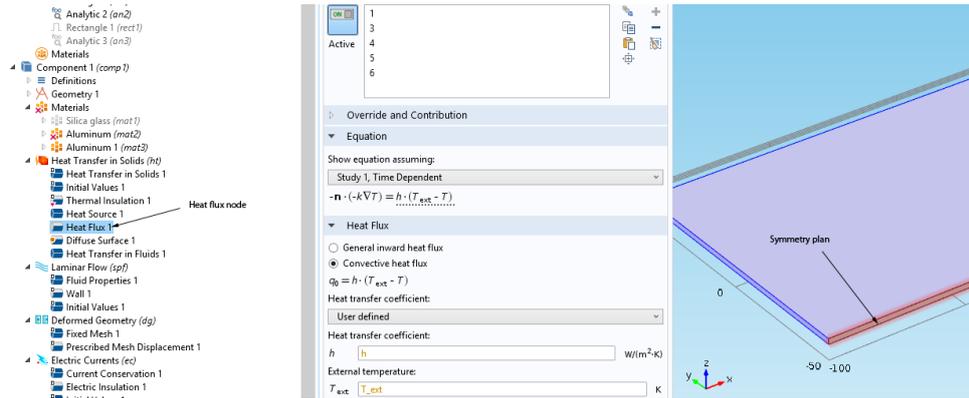


FIGURE 3.8: Imposition de la condition aux limites 'heat flux' sur Comsol

3.4.2.3 Les équations de Navier-Stokes et l'approximation Boussinesq :

Supposition :

- Flux laminaire d'un fluide Newtonien.
- L'écoulement du fluide monophasé sont basées sur les équations de Navier-Stokes, qui,

dans leur forme la plus générale :

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho u) = 0 \quad (3.18)$$

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho (u \cdot \nabla) u = \nabla \cdot [-pI + \tau] + F \quad (3.19)$$

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + (u \cdot \nabla) T \right) = -(\nabla \cdot q) + \tau : S - \frac{T}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial T} \Big|_p \left(\frac{\partial p}{\partial t} + (u \cdot \nabla) p \right) + Q \quad (3.20)$$

Où :

- ρ Masse volumique (SI unité : kg/m^3)
- u Le vecteur de vitesse (SI unité : m/s)
- p Pression (unité SI : Pa)
- ζ Tenseur des contraintes visqueuses (unité SI : Pa)
- F Le vecteur de force volumique (unité SI : N/m³)
- C_p La capacité calorifique spécifique à pression constante (unité SI : J / (kg.K))
- T Température absolue (unité SI : K)
- q Le vecteur de flux de chaleur (unité SI : W/m²)
- Q Les sources de chaleur (unité SI : W/m³)
- S Est le tenseur vitesse de déformation, décrit par l'équation 3.6.

Équation 3.18 est l'équation de continuité et représente la conservation de la masse. Équation 3.19 est une équation vectorielle et représente la conservation du moment. Équation 3.20 décrit la conservation de l'énergie, formulé en termes de température.

Ceci est une formulation intuitive qui facilite la spécification de conditions aux limites. Pour finir avec le système d'équations ; de 1.20 à 1.23, certaines relations constitutives sont nécessaires.

Une relation commune est dérivée en supposant que le fluide est newtonien. Avec l'hypothèse de Stokes, le tenseur a contraintes visqueuses devient :

$$\tau = 2\mu S - \frac{2}{3}\mu(\nabla \cdot u)I \quad (3.21)$$

La viscosité dynamique μ (SI unité : Pa.s) peut dépendre de l'état thermodynamique, mais pas sur le champ de vitesses. Autres relations constitutives couramment utilisées sont la loi de Fourier de conduction de la chaleur et la loi des gaz parfaits.

En théorie, les mêmes équations décrivent les écoulements laminaires ainsi que les écoulements turbulents.

Cependant, dans la pratique, la résolution du maillage nécessaire pour simuler la turbulence avec l'interface à débit laminaire rend une telle approche impraticable, raison pour laquelle on s'est contenté d'une approximation laminaire malgré que dans la réalité l'écoulement turbulent est plus dominant.

3.4.2.4 Écoulements compressibles :

Les équations de Navier-Stokes résolues par défaut dans toutes les interfaces de débits à phase unique sont la formulation compressible de la continuité :

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla(\rho u) = 0 \quad (3.22)$$

Et les équations de quantité de mouvement :

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho u \cdot \nabla u = -\nabla p + \nabla \cdot \left(\mu(\nabla u) + (\nabla u)^T - \frac{2}{3}\mu(\nabla \cdot u)I \right) + F \quad (3.23)$$

Ces équations sont applicables pour les écoulements incompressibles ainsi que pour les compressibles où la densité varie.

3.4.2.5 Les débits incompressibles :

Lorsque les variations de température dans un écoulement sont petites, un fluide monophasé peut être supposé incompressible ; autrement dit, ρ est constant ou presque constant.

et ce qu'était supposé pour notre liquide.

Pour ρ constant, l'équation 3.22 se réduit à :

$$\rho \nabla \cdot u = 0 \quad (3.24)$$

Et l'équation 3.23 :

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho(u \cdot \nabla)u = \nabla \cdot [-pI + \mu(\nabla u + (\nabla u)^T)] + F \quad (3.25)$$

3.4.2.6 Le nombre de Reynolds :

Pour approcher au mieux le phénomène de turbulence dans la zone fondue à partir du modèle laminaire, on fait intervenir le paramètre, nombre de Reynolds, ce paramètre est fondamental pour l'analyse de l'écoulement du fluide :

$$R_e = \rho U \frac{L}{\mu} \quad (3.26)$$

Où U désigne une échelle de vitesse et L désigne une longueur représentative.

Le nombre de Reynolds représente le rapport entre les forces d'inertie et visqueuses. Un petit nombre de Reynolds signifie que les forces visqueuses dominent et ont tendance à amortir toutes les perturbations, ce qui conduit à un débit laminaire. Un grand nombre de Reynolds signifie que l'amortissement dans le système est très faible donnant de petites perturbations qui ont la possibilité de croître par des interactions non linéaires. Si le nombre de Reynolds est suffisamment élevé, le champ d'écoulement du fluide finit par se retrouver dans un état appelé turbulence chaotique.

L'interface de Navier-Stokes calcule automatiquement le numéro local Reynolds de la cellule $R_e^c = |u| \frac{h}{2\mu}$ à l'aide de la longueur de l'élément h pour L et la magnitude du vecteur de vitesse u pour l'échelle de vitesse U . La cellule nombre de Reynolds est une quantité prédéfinie disponible pour la visualisation et l'évaluation ; il est disponible sur Comsol comme : *spf.cellRe*.

3.4.2.7 L'approximation de Boussinesq :

L'approximation de Boussinesq est une façon de traiter les cas simples de flux porteurs sans avoir à utiliser une formulation compressible des équations de Navier-Stokes.

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho u_c^n \cdot \nabla u^{n+1} = -\nabla p^n + \nabla \cdot \left(\mu(\nabla u^{n+1} + (\nabla u^{n+1})^T) - \frac{2}{3}\mu(\nabla \cdot u^{n+1})I \right) + F \quad (3.27)$$

L'approximation de Boussinesq suppose que les variations de la densité sont sans effet sur le champ d'écoulement sauf qu'elles donnent lieu à des forces de flottabilité. La densité

est prise égale à une valeur de référence, ρ_0 , sauf dans le cas de force volumique, qui est fixé à :

$$F = (\rho_0 + \Delta\rho)g \quad (3.28)$$

La première partie peut être annulée en divisant la pression réelle, p , en tant que somme d'un composant hydrodynamique, P , et un composant hydrostatique, $-\Phi\rho_0$. Ensuite, on peut écrire les équations 12-8 et 12-9 en termes de pression hydrodynamique $P = p + \Phi\rho_0$:

$$\rho\nabla \cdot u = 0 \quad (3.29)$$

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + (\rho_0 u \cdot \nabla)u = -\nabla P + \nabla \cdot (\mu(\nabla u + (\nabla u)^T)) + g\Delta\rho \quad (3.30)$$

Pour obtenir l'approximation de Boussinesq dans ce formulaire, on fait entrer l'expression de $g\Delta\rho$ pour la fonction de travail de volume. Dans la pratique, le passage de P à p peut être ignorée sauf si la pression apparaît dans des conditions limites. La pression qui est spécifié au niveau des frontières est la pression hydrodynamique dans ce cas. Par exemple, sur une sortie ou entrée limite verticale, la pression hydrodynamique est typiquement une constante, tandis que la pression réelle est une fonction de la coordonnée verticale. Le système que les équations 3.29 et 3.30 forment a ses limites. La principale hypothèse est que les fluctuations de densité doivent être petites ; qui est, $\Delta\rho/\rho_0 \ll 1$. Il ya aussi des contraintes plus subtiles que, par exemple, rend l'approximation de Boussinesq inadaptée pour les systèmes de très grandes dimensions [23].

3.4.2.8 Phénomènes électromagnétiques :

Les équations de la théorie de Maxwell Le problème de l'analyse électromagnétique à un niveau macroscopique est de résoudre les équations de Maxwell sous certaines conditions aux limites. Les équations de Maxwell sont un ensemble d'équations, écrite sous forme différentielle ou intégrale, indiquant les relations entre les grandeurs électromagnétiques fondamentales. Ces quantités sont les suivantes :

- L'intensité du champ électrique E .
- Déplacement électrique ou densité de flux électrique D .
- Le champ magnétique d'intensité H .
- la densité de flux magnétique B .
- La densité de courant J .
- La densité de charge électrique ρ .

Les équations peuvent être formulées sous forme différentielle ou forme intégrale. La forme différentielle est présentée ici parce qu'elle conduit à des équations différentielles que

la méthode des éléments finis peut gérer. Pour les champs variables dans le temps, les équations de Maxwell peuvent être écrites comme suit :

$$\nabla \times H = J + \frac{\partial D}{\partial t} \quad (3.31)$$

$$-\nabla \times E = -\frac{\partial B}{\partial t} \quad (3.32)$$

$$\nabla \cdot D = \rho \quad (3.33)$$

$$\nabla \cdot B = 0 \quad (3.34)$$

Les deux premières équations sont également désignées en tant que loi de Maxwell-Ampère et la loi de Faraday, respectivement. Les équations trois et quatre sont deux formes de la loi de Gauss : la forme électrique et magnétique, respectivement. Une autre équation est l'équation fondamentale de la continuité.

$$\nabla \cdot J = -\frac{\partial \rho}{\partial t} \quad (3.35)$$

Sur les cinq équations mentionnées, seulement trois sont indépendants. Les deux premières combinées avec soit la forme électrique de la loi de Gauss ou de l'équation de continuité forment un autre système indépendant. Pour obtenir un système fermé, les équations constitutives comprennent des relations qui décrivent les propriétés macroscopiques du milieu. Elles sont données comme suit :

$$D = \varepsilon_0 E + P \quad (3.36)$$

$$B = \mu_0 (H + M) \quad (3.37)$$

$$J = \sigma E \quad (3.38)$$

Lorsque ε_0 est la permittivité du vide, μ_0 est la perméabilité du vide, et σ la conductivité électrique. Dans le système SI, la perméabilité du vide est choisie pour être *valeur*. La vitesse d'une onde électromagnétique dans le vide est donnée à titre c_0 et la permittivité du vide est dérivée de la relation

Forces électromagnétiques : L'interface du champ magnétique contient une variable au niveau du domaine prédéfini de calcul de la force de Lorentz, qui donne la répartition de la force exercée sur un conducteur de courant-porteur placé dans la densité de flux magnétique vigueur B. Le Lorentz est défini comme $F = J * B$. La force de Lorentz

donne une très bonne précision pour les calculs de forces électromagnétiques dans les domaines conducteurs. Pour un milieu non conducteur, il faut utiliser une méthodologie plus générale intégrant les variables du tenseur des contraintes de Maxwell sur les limites de l'objet pour lequel on calcule la force totale. Le tenseur de contrainte de la surface de Maxwell est disponible en tant que variable limite.

3.4.3 Rayonnement et convection

La condition dont le paragraphe précédent s'approfondit était appliqué sur toute la surface de la pièce sauf au plan de symétrie pour simuler l'effet convectif de l'environnement.

Une deuxième condition ($T = T_0$) aussi appliquée sur le même domaine, mais cette fois-ci comme valeur initiale.

Une troisième condition aux limites est aussi appliquée sur le domaine précédent, pour simuler l'influence du rayonnement.

L'application des conditions précédentes suppose : La température ambiante a une valeur constante en vue de la surface dont la contrainte est imposée $T_{amb} = cte$. L'environnement de la pièce est considéré comme étant corps noir. Ce qui veut dire une émissivité de 1, un coefficient d'absorption de 1 et un coefficient de réflexion de 0.

Ces suppositions permettent d'exprimer de façon explicite le rayonnement comme :

$$G = \sigma T_{amb}^4 \quad (3.39)$$

Ce qui implique :

$$q = \varepsilon \sigma (T_{amb}^4 - T^4) \quad (3.40)$$

Parce que : $q = \varepsilon(G - \sigma T^4)$

Pour les frontières où ces conditions aux limites (convection et rayonnement à l'air) sont spécifiées Comsol ajoute ce terme à la droite de l'équation de chaleur. Le rayonnement du côté numérique n'est rien qu'un flux de chaleur sortant de la pièce, le problème rencontré en implémentant ce phénomène c'est qu'il nécessite un paramètre caractéristique du matériau appelé l'émissivité.

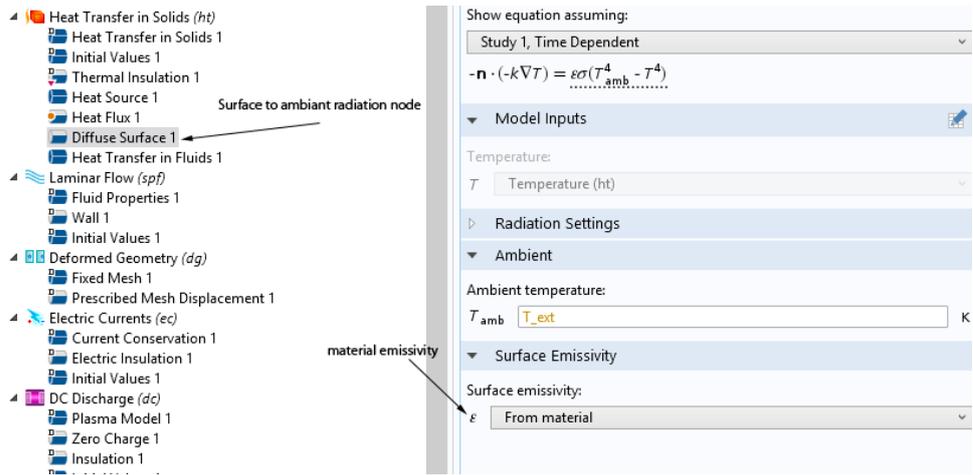


FIGURE 3.9: Imposition de la condition aux limites 'diffuse surface' sur Comsol

Dans le cadre de ce travail, l'obtention de ce paramètre n'a pas été un sujet d'intérêt, pour régler le problème de rayonnement on a opté pour une valeur moyenne de l'émissivité des anciennes mesures (valeur donné par le CSC) à 80 % ;

3.4.4 Modélisation du métal de base et la zone affectée thermiquement.

Phénomènes : conduction entre les particules du métal, convection et rayonnement entre la pièce à souder et l'environnement.

En ce qui concerne la formulation mathématique ; du coté numérique, il ne y'a pas de différences entre le métal de base et la zone affectée thermiquement, la seule différence est la température, la ZAT atteint des températures assez élevées pour qu'il y'ait des transformations de phases or, le métal de base chauffe mais sans que sa microstructure change. Et c'est la même équation qui génère les deux phénomènes. Convection du métal vers l'ambient : l'équation qui ne dépend ni de la vitesse ni du mouvement du fluide.

Donc on a utilisé l'équation de la convection en prenant la vitesse nulle.

3.5 Passage au numérique :

3.5.1 Géométrie :

Géométrie : Notre étude se porte sur l'aluminium 2024T3 dans ce cadre on a deux pièces adjacentes à souder de longueur $L= 200$ mm, largeur $l=100$ mm et d'épaisseur 2 mm ; les deux pièces sont de même nature de matériau et de même taille donc le modèle peut être étudié d'un seul côté pour raison de symétrie. Le point d'application de la soude est au centre des deux plaques comme le montre la figure 3.10 :

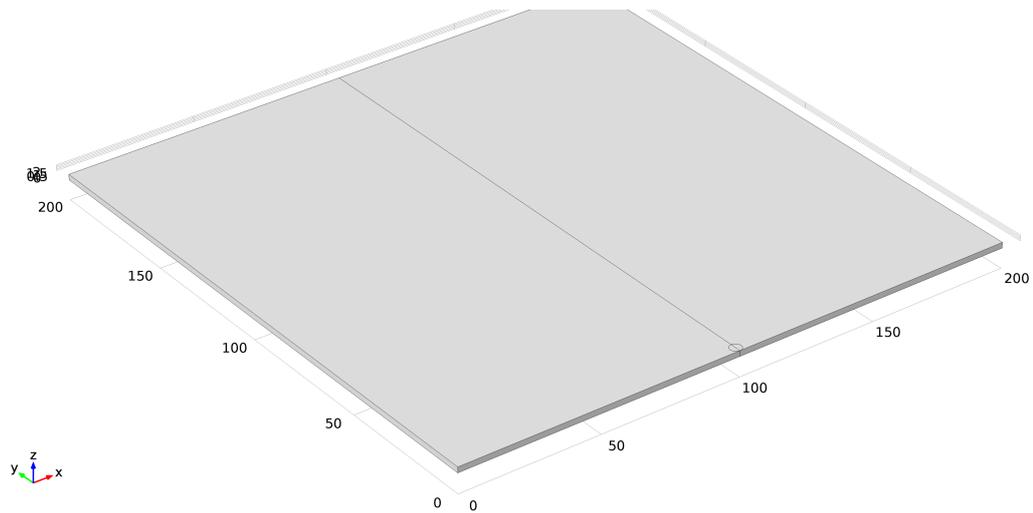


FIGURE 3.10: Schéma modélisant la plaque soudée

3.5.2 Problème avec le maillage :

Lors du maillage trois problèmes sont généralement rencontrés :

- Densité : nombre des éléments / taille de l'élément.
- Déformabilité : l'aptitude des nœuds à se déplacer les uns par rapport aux autres.
- Mobilité : la capacité d'une géométrie à se re-localiser dans le domaine.

3.5.3 Maille :

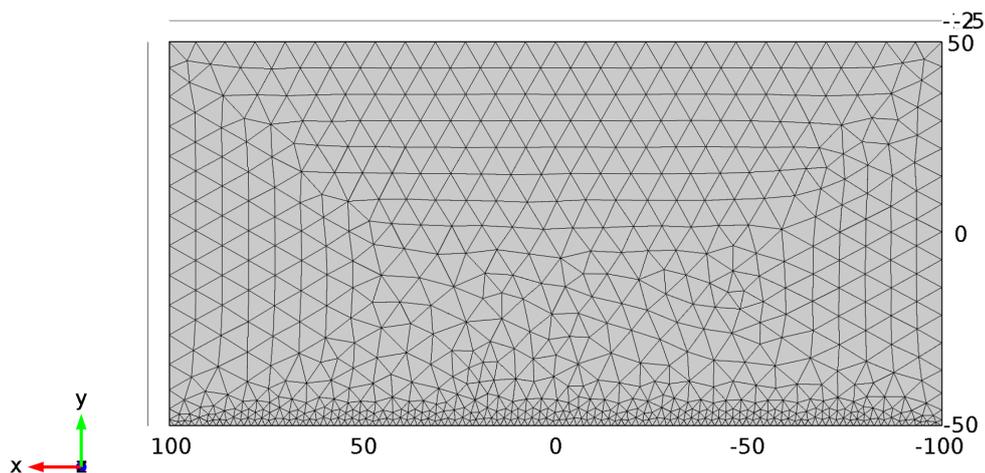


FIGURE 3.11: Discrétisation en éléments tétraédriques illustrant l'hétérogénéité de la densité

On a choisi un maillage avec des éléments tétraédriques car il contient quatre nœuds au lieu de huit (comme le cas du cubique) ce qui rend les calculs plus faciles. Les tétraèdres

sont de taille $100\mu m$ loin de la frontière de l'application de la soudure, la densité augmente de façon exponentielle à la direction des y négatifs avec la condition d'arrêt : distorsion supérieure à 0.02% ; Aussi parce que plus on s'approche de la source, les gradients de température s'accroissent et donc un pas plus petit est nécessaire pour éviter des résultats erronés. la condition d'arrêt a pour but de stopper la rediscrétisation récursive afin d'éviter la distorsion du maillage.

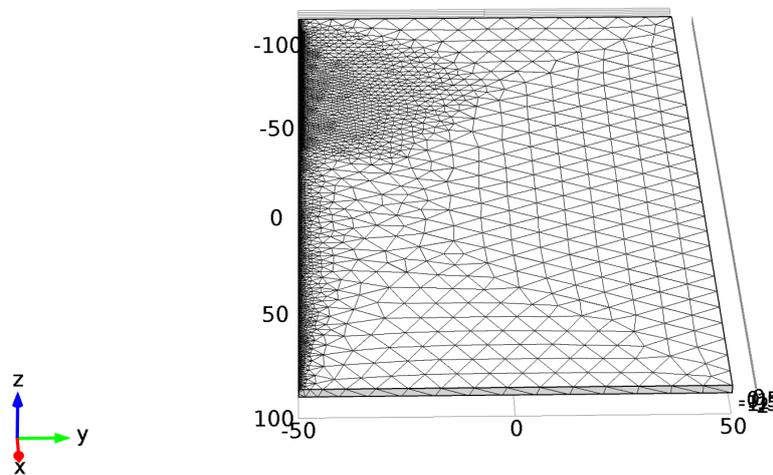
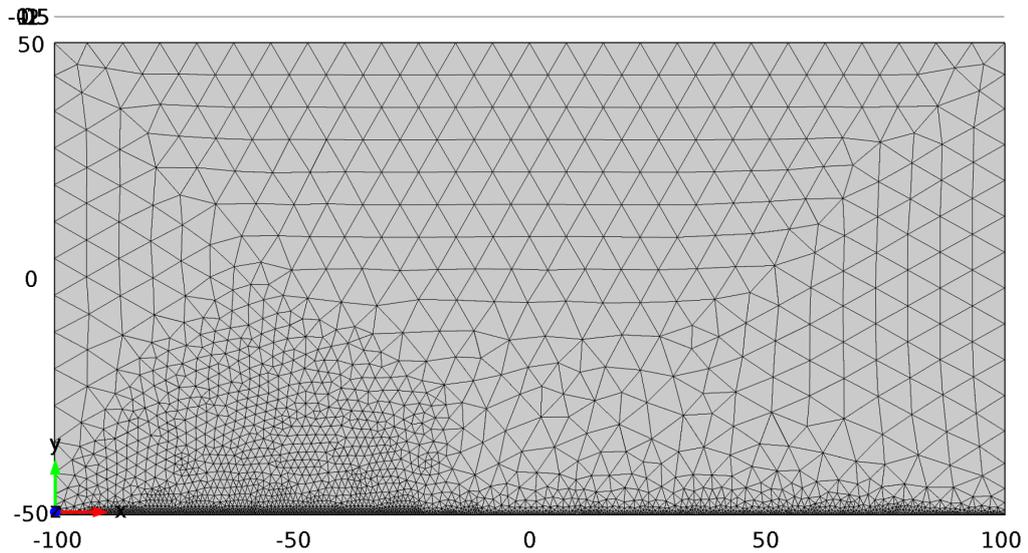


FIGURE 3.12: Maillage dynamique près de la source de chaleur

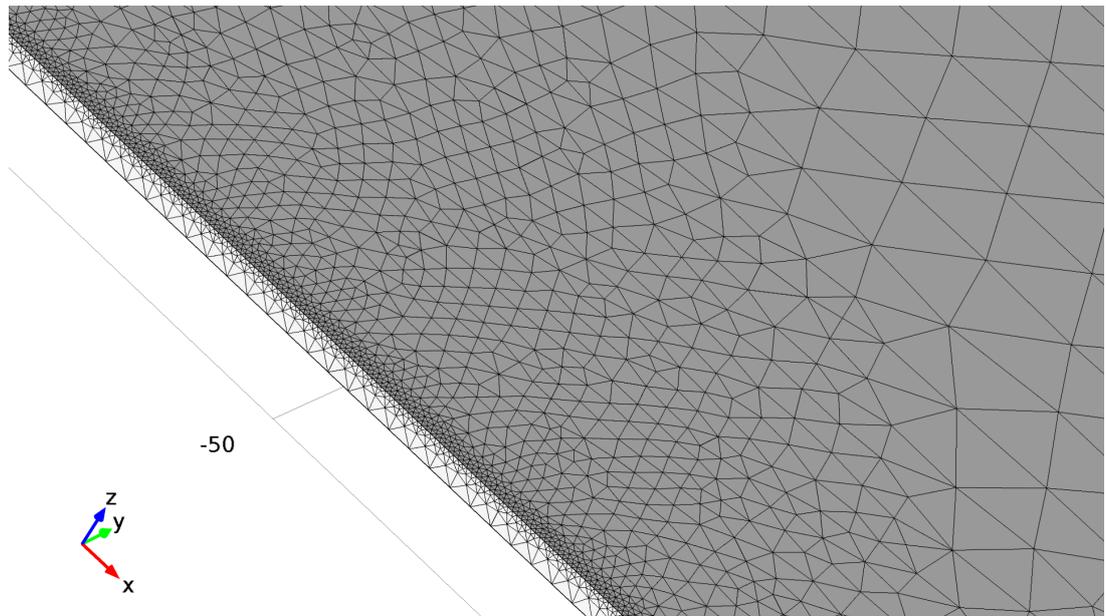


FIGURE 3.13: Perspective en 3D montrant l'hétérogénéité de la densité selon l'axe z

On remarque qu'il ya une densité plus grande des éléments autour du point d'abscisse -50, ceci coïncide avec le passage de la source de chaleur.

Ce maillage est dynamique permet de densifier les éléments autour de la source à chaque instant (pas de temps). Ce type de maillage, étant tout de même très intéressant, n'est pas nécessaire a notre expérience car notre source de chaleur n'est pas une géométrie indépendante. Cependant, il nous sera utile lors de la simulation du mouvement du fluide lié à la source.

3.6 Résultats et interprétation :

Ce modèle du transfert thermique est utilisé pour déterminer la distribution du champ de température au cours du soudage TIG, suivre le déplacement de la source de chaleur ainsi que la fraction du liquide à différents instants. Les figures qui suivent illustrent la distribution du champ de température calculée dans le bain de fusion et dans le métal de base pour quelques instants.

À la centième seconde, la température maximale au sommet (correspond au point A de la figure 1) atteint les $630^{\circ}C$ environ. Cette valeur est supérieure à la température de fusion de l'aluminium qui est de $580 \sim 630C$. La température continue son accroissement en fonction du temps pour atteindre une valeur d'ordre de $750^{\circ}C$ à la deux centième seconde. Cette valeur est largement supérieure à la température de fusion de l'aluminium, cela entraîne l'élargissement de la zone fondue. À partir de la quatre centième seconde, les températures maximales ne varient pas beaucoup en fonction du temps, elles sont de l'ordre de $700^{\circ}C$, là où on peut dire que le régime quasi-stationnaire est atteint. Ces

résultats révèlent un bon accord avec les travaux précédents [39]. Les isothermes et la fraction volumique de liquide (métal fondu) calculées aux instants 100s, 200s et 400s, sont comparées entre eux dans la figure 4. En comparant l'isotherme délimitant la zone fondue (ZF) avec l'interface obtenue par la fonction fraction volumique de liquide, on constate que cette fonction délimite bien l'interface solide-liquide de la zone fondue. La taille de cette zone augmente en fonction du temps pour avoir une forme plus au moins uniforme qui demeure stable à partir de la quatre centième seconde. Pour la largeur de la ZF, délimitée par la température de la fusion ($600^{\circ}C$) et la température maximale du bain ce dernier a une taille de l'ordre de 3.7 mm, cette valeur est proche de celle trouvée dans la littérature [38]. Les cycles thermiques évalués à différentes positions selon l'axe Y sur la face supérieure ($x = 5mm$ et $z = 0mm$), sont représentées dans les figures ci dessous. Ils présentent des formes tout à fait classiques avec une augmentation brusque de température puis un refroidissement rapide qui tend à devenir de plus en plus lent au cours du temps. L'augmentation brusque de la température est due au passage de la source de chaleur au voisinage de ces positions, le refroidissement devient plus en plus lent au cours du temps à cause de l'éloignement de la source de ces positions. La température maximale en $x = 0$ mm égale à $750^{\circ}C$ environ, cette valeur augmente en fonction de y jusqu'à atteindre une valeur de $780^{\circ}C$ en $x = 20$ mm, à partir de $X = 20mm$ la température maximale devient presque constante en fonction de x.

3.6.1 Vitesse du liquide et les isothermes dans la zone fondue :

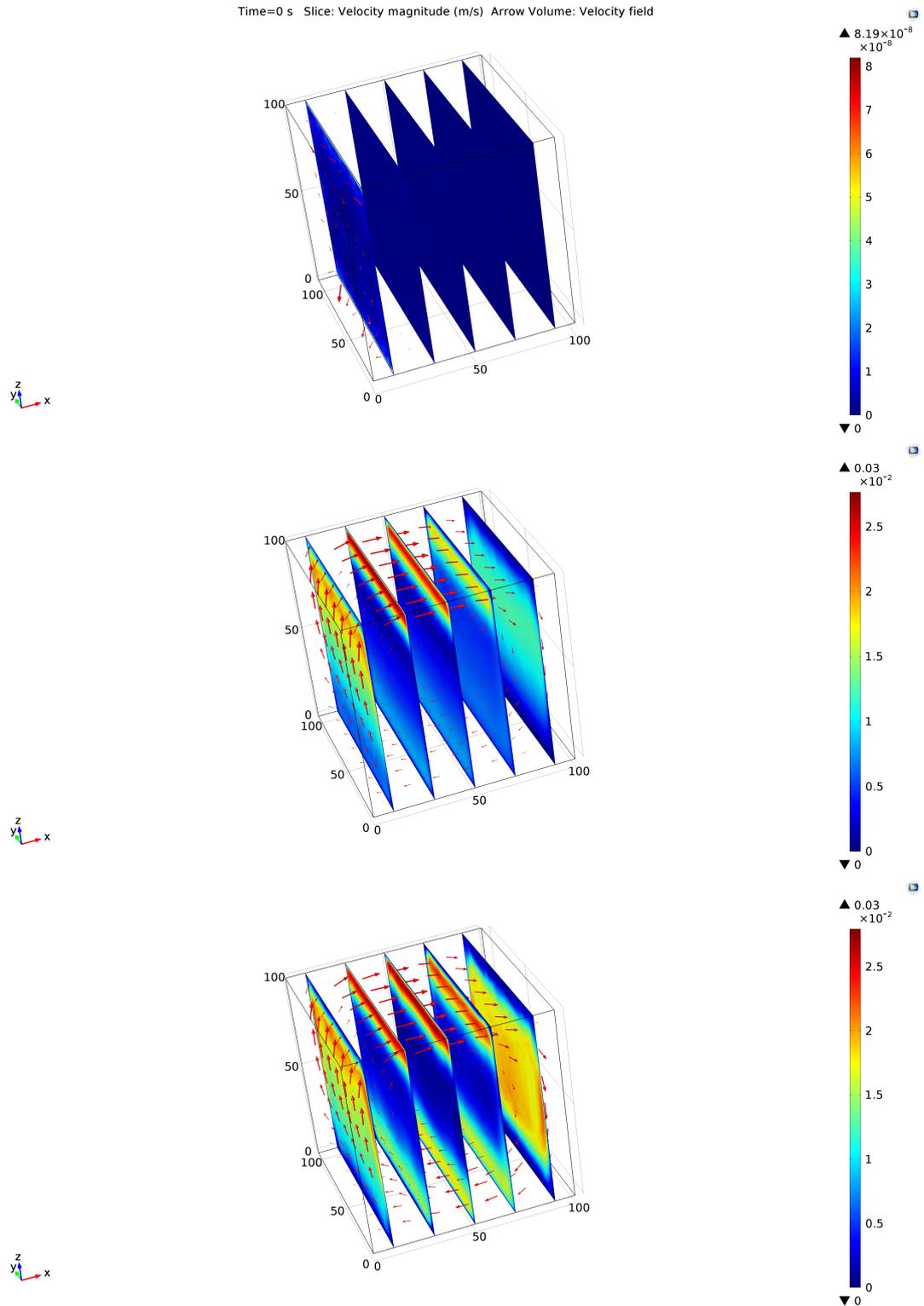


FIGURE 3.14: Champs de vitesse dans la zone fondue à $t = 0\text{ s}$, 1 s , 10 s respectivement.

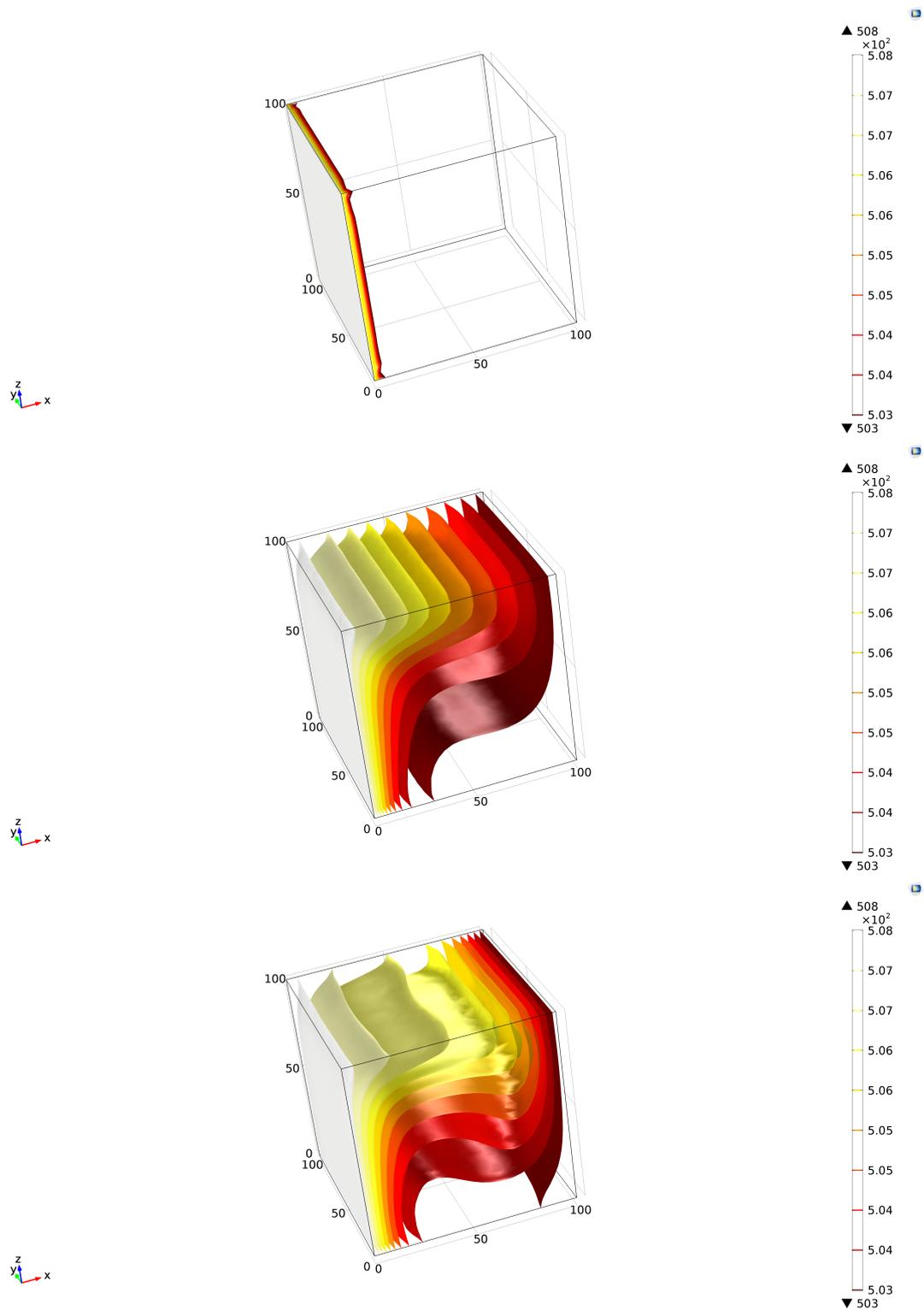


FIGURE 3.15: Évolution des isothermes dans la zone fondue à $t=0s$, $1s$, $10s$ respectivement

Suppositions :

– Géométrie indéformable.

Une géométrie déformable nécessite une adaptation de la maille à chaque instant.

- Soit un maillage déformable au fil du temps :

Ceci présente une simplification pour la machine à calculs mais il n'est pas très adapté aux fortes déformations comme c'est le cas ci-présent (déformation de l'ordre de $10^6\%$)

- Soit un remaillage conditionné :

Ceci se base sur le principe de régénérer la maille à chaque fois qu'on atteint une condition d'arrêt dans notre cas la condition c'est que la déformation d'un élément dépasse 10% ce qui donne des résultats très adaptatives et très précises à notre cas d'étude, malheureusement ceci demande tellement beaucoup de la machine à calculs qu'on ne peut pas le faire qu'au support des équipements très avancées.

C'est la raison pour laquelle on a choisit d'aller avec une géométrie indéformable pour le modèle en 3D surtout que ce dernier n'a pour but qu'à représenter le caractère du fluide dans cette zone.

- Source de chaleur fixe. Pour la même raison déjà cité dans le paragraphe précédent la source de chaleur ne peut pas être mobile parce que ceci implique des fortes déformations de la maille ce qui implique une des méthodes d'adaptation de cette dernière.
- Maillage fixe.

On remarque :

- Le champ de vitesse débute au niveau de l'axe $(0, y, 100)$. Comme point d'application de la chaleur et la pression (pression de la cathode-opérateur-) le point $(0, 0, 100)$ représente la source de la sollicitation qui génère une anomalie dans le champ de pression et de température ce qui crée par la suite un flux des particules des zones en surpression dans ce cas (le point d'application de la pression) vers les zones de suppression dans ce cas (zone adjacentes au point d'application de la pression) obéissant aux équations de Navier et Stocks.
- Le fluide bouge à partir du plan $(0, y, z)$ vers le plan $(100, y, z)$ proche de la surface supérieure. Comme expliqué dans le point précédent le fluide bouge à cause de force motrice de pression des zones de surpression vers les zones de suppression, les surfaces intérieures ont une pression supérieure à celle de la surface supérieure à cause du poids de fluide ce qui fait que ce liquide se propage suivant cette dernière en premier temps. Parce que le gradient de température est plus important à la surface supérieure qu'à l'intérieure.
- Le gradient de température produit une force qu'on appelle (buoyancy force) ou bien force d'Archimède comme on l'appelle ordinairement $F = (F_x, F_y, F_z) = (0, 0, \rho g \alpha (T - T_{ref}))$ cette force comme T est supérieure à T_{ref} est clairement positive dans la direction des Z positifs, implique une lévitation du fluide. La dépendance de la tension superficielle

de la température est due à l'effet Marangoni. Décrit par l'équation :

$$\eta \frac{\partial u}{\partial y} = \gamma \frac{\partial T}{\partial x} \quad (3.41)$$

Où : γ est le dérivé de la tension superficielle par rapport à la température.

L'étude directe de cet effet n'est pas facile à cause de la température élevée du métal fondu et l'opacité de ce dernier.

Le gradient de la vitesse du fluide au niveau de la surface supérieure est plus grande qu'à la surface inférieure

- L'évolution de la température est proportionnelle à celle de la vitesse.
- La vitesse du fluide continue à s'agrandir jusqu'à une valeur maximale à laquelle elle converge.

Ces trois points se justifient par :

L'effet Marangoni est plus prononcé quand le gradient de température est grand, ce qui est le cas pour cet étude en ayant une source de chaleur de valeur constante ou la température de système continue à s'agrandir jusqu'à ce dernier arrive à l'équilibre entre chaleur gagnée et perdue (vers la ZAT).

3.6.2 La géométrie de la ZF :

Suppositions :

- Source de chaleur fixe.
- Maillage mobile.

Cette fois ci, on peut utiliser un maillage déformable parce que la déformation dans le plan zy est de l'ordre de 10 ~ 20% ce qu'est acceptable comme déformation de la maille dans les limites de notre cas d'étude.

- Géométrie déformable.

A cause du maillage mobile.

- Modèle en 2D.

L'application de la même supposition sur le modèle en 3D demande beaucoup de la machine à calculs.

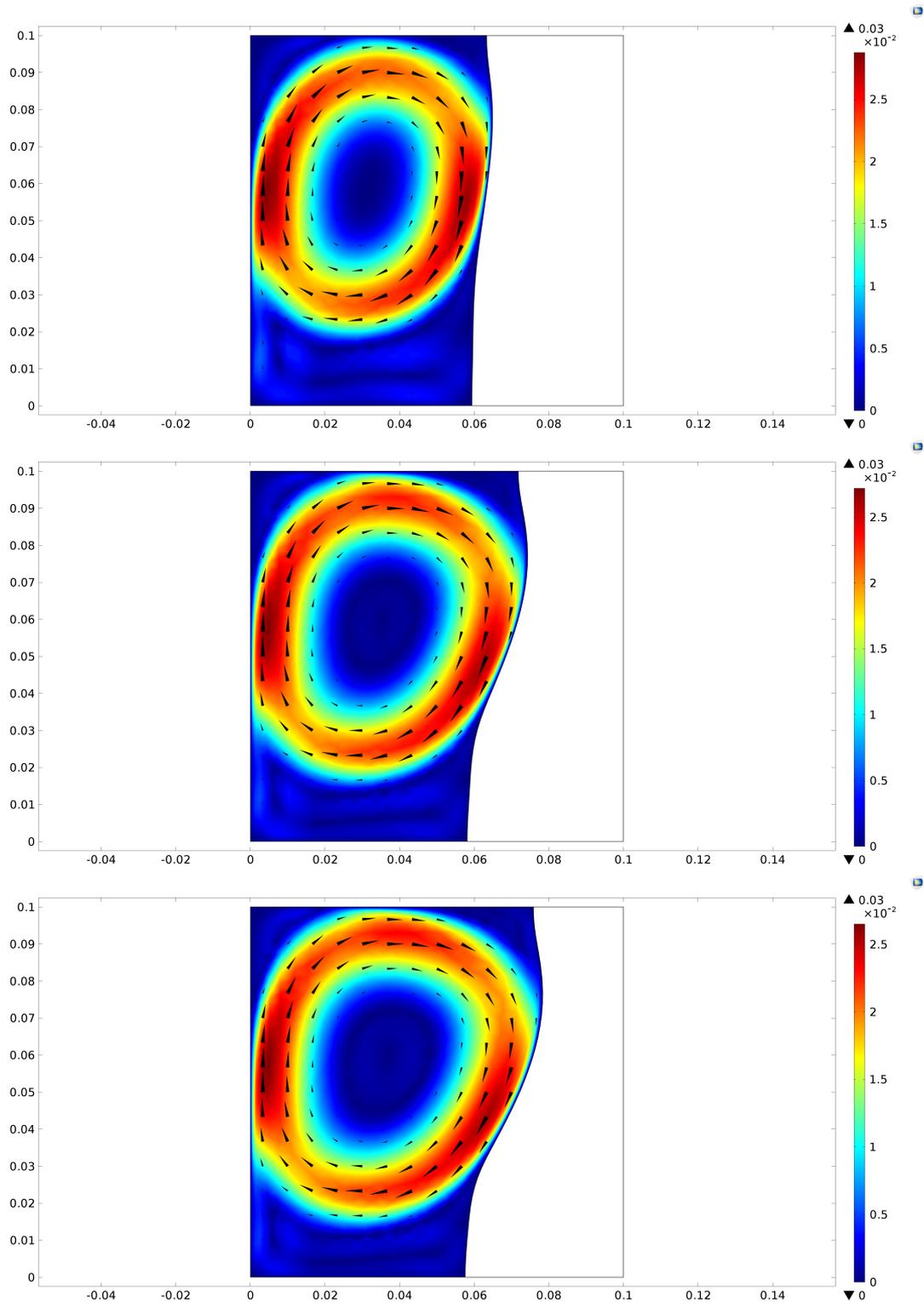


FIGURE 3.16: Déformation la zone fondue à $t=0s$, $1s$, $10s$ respectivement.

La géométrie de la zone fondue dans le cas d'une source de chaleur fixe est seulement importante dans la dimension x ou y ;

La ligne séparant la partie solide de la partie liquide est caractérisée par la température de fusion plus exactement température de solidus, ce qui fait que le changement de phase

est considéré comme binaire, du solide vers le liquide directement est inversement sans la présence des états intermédiaires. Comme pour le modèle en 3D cette figure représente le mouvement du fluide dans la zone fondu, en plus elle prend en considération la géométrie déformable de la zone.

Incompatibilité avec le modèle avec une source mobile : Les considérations prises pour modéliser les phénomènes démontrés dans ce qui était dit dans cette section, sont acceptables dans le cadre d'étude des caractéristiques de la zone fondue mais pas pour déterminer le caractère du reste de la pièce soudé, à cause de la source mobile et la dimension supérieure à celle déjà considérée pour la partie géométrie de la zone, pour contourner le problème on utilisait la meilleure seconde approximation expliquée dans la section modélisation.

3.6.3 Isothermes et profils thermiques :

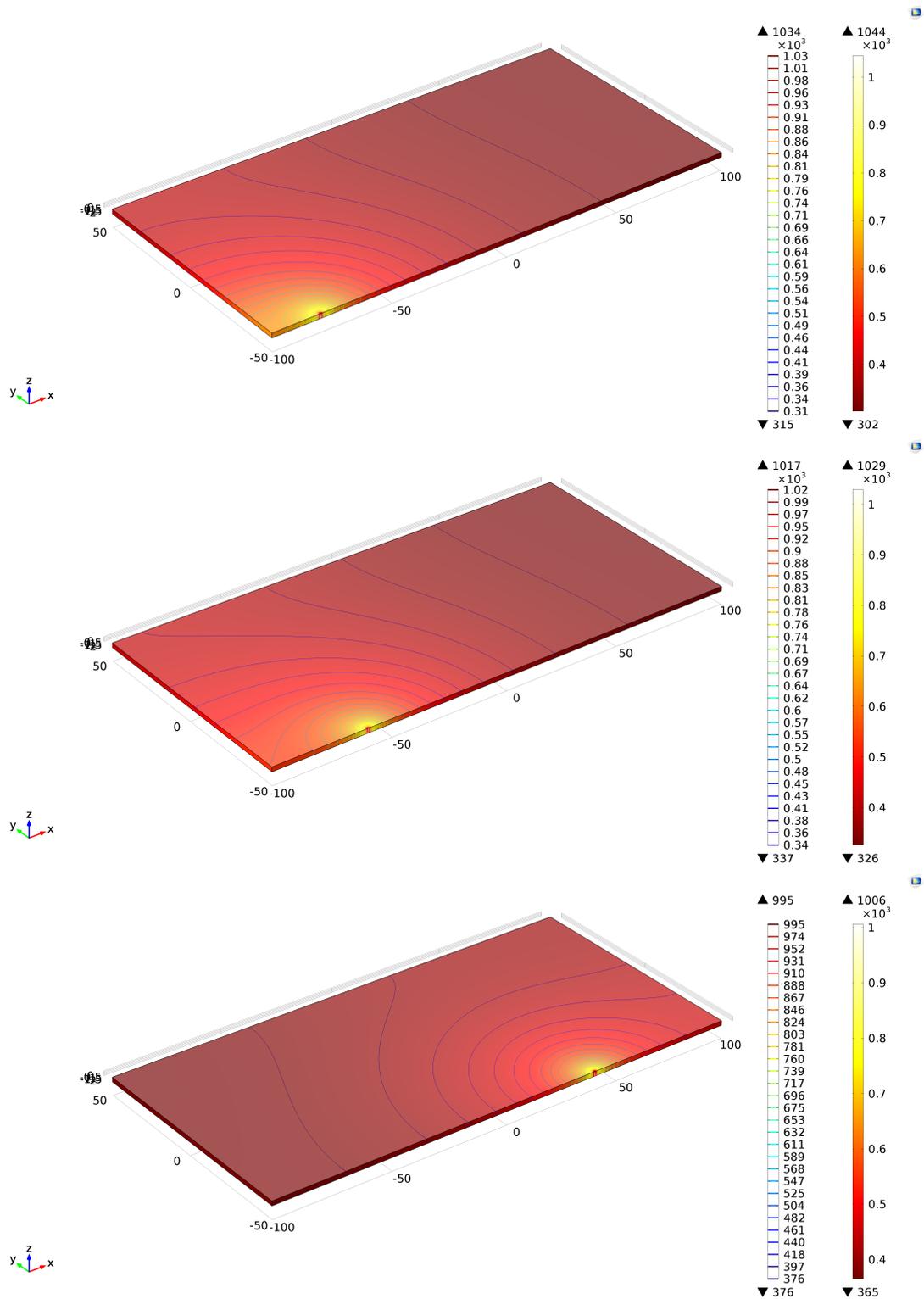


FIGURE 3.17: Représentation de l'évolution de la température dans la pièce soudée à t égale à 0s, 100s, 200s, 700s respectivement

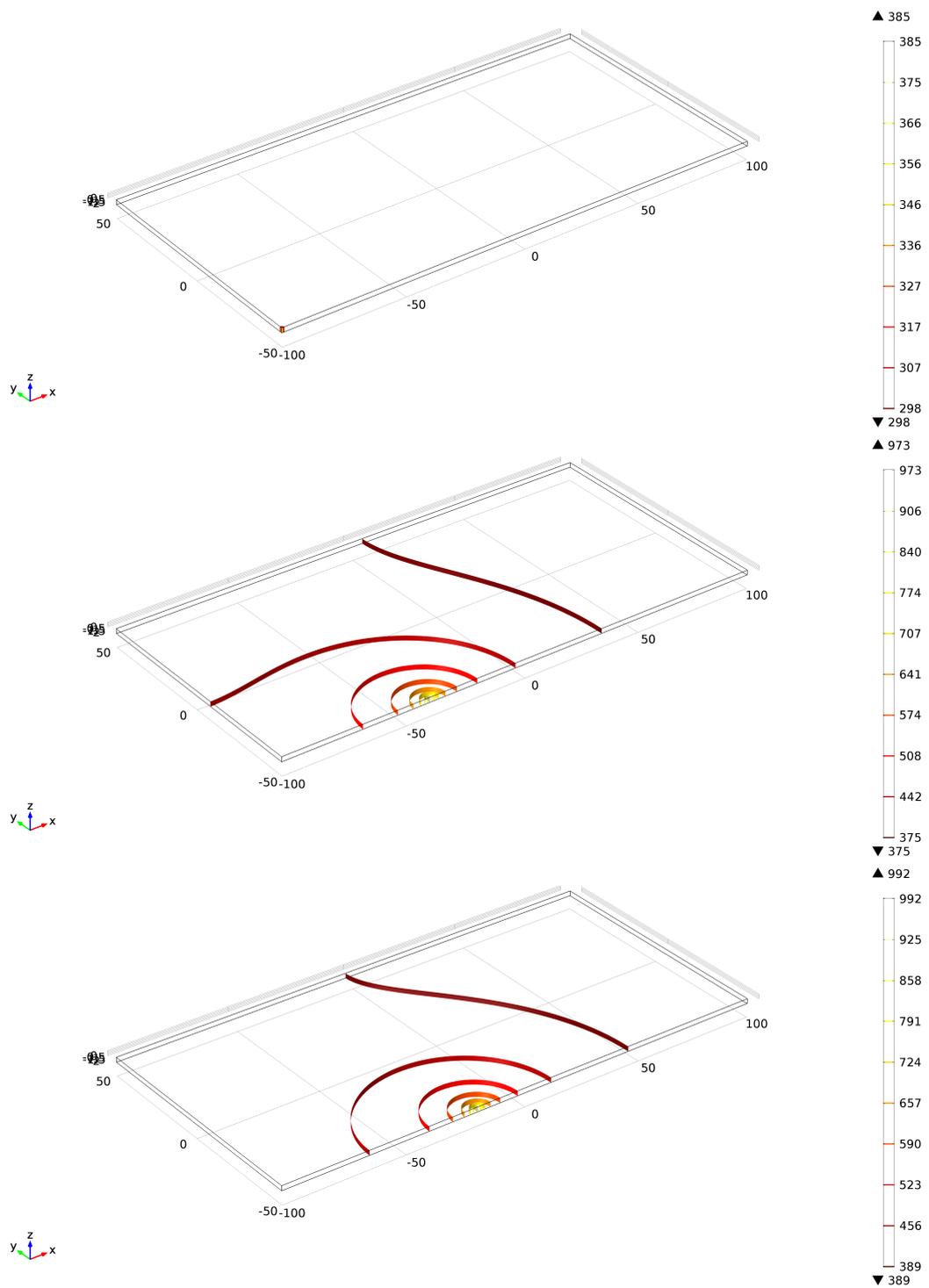


FIGURE 3.18: Représentation des isothermes dans la pièce soudée à t égale à 0s, 300s, 400s respectivement

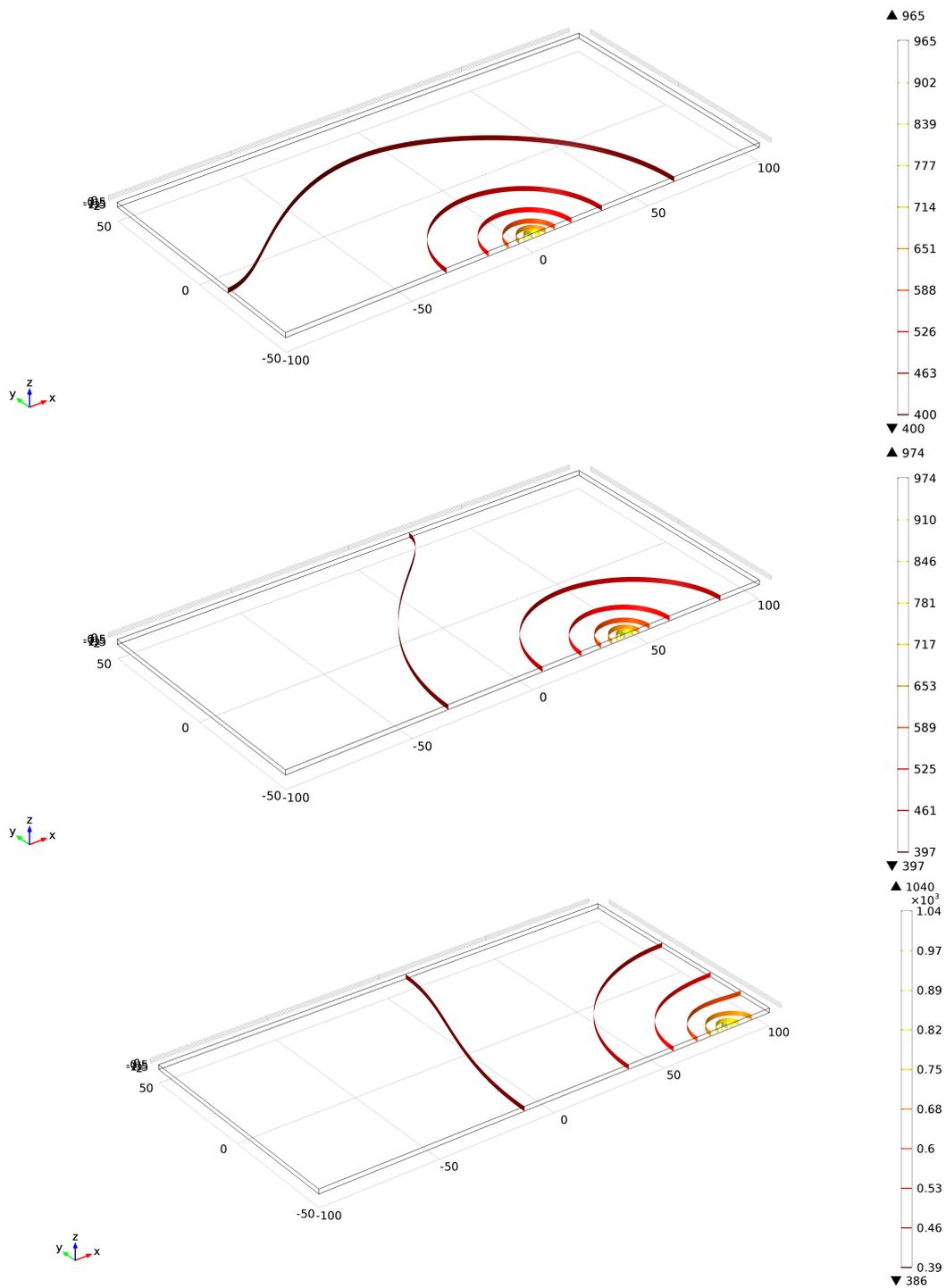


FIGURE 3.19: Représentation des isothermes dans la pièce soudée à t égale à 500s, 700s, 900s respectivement

Commentaires :

- le déplacement de la source d'énergie dans la direction positive de l'axe X. Source de chaleur mobile modélisant le point d'application de la soudure par l'opérateur.
- les isothermes se créent à proximité de la source et la ZF et s'éloignent vers les frontières.

- Les isothermes se créent là où il y a une source d'énergie ce qui est cohérent, elles s'éloignent vers les frontières parce qu'il y a un gradient de température entre ces derniers et la source.

Les principaux mécanismes de transferts de chaleur dans ce cas sont la convection dans la zone fondue et la conduction dans le métal de base et la zone affectée thermiquement.

- la vitesse de déplacement des isothermes est plus rapide au début de l'opération qu'après certain moment.
- Les isothermes se déplacent plus rapidement au début de l'opération qu'après un certain moment parce qu'au début le gradient de température est plus grand entre chaque isotherme et là l'isotherme qui suit ceci est à cause des conditions initiales ou la température imposée sur la pièce à souder est la température ambiante alors que la température résultante de la chaleur de la source est beaucoup plus grande, l'énergie thermique se propage pour compenser cette différence est le résultat est un système plus stable que celui d'avant puisque maintenant le gradient de température est moins grand.

Si on laissait la source de chaleur statique ; le système aurait évolué vers un état d'équilibre ou tous les isothermes s'arrêtent, parceque la chaleur ajoutée au système à partir de la source est la chaleur dissipée du système au niveau des frontières.

- les isothermes sont plus denses dans la direction de soudage. Une observation des détails de la figure montre que les isothermes sont plus proches les unes aux autres ; plus qu'on avance dans la direction de mouvement de la source ceci s'explique par la remarque elle-même : Imaginant un état d'équilibre ou tous les isothermes sont fixes et la source et la seule en mouvement, ceci veut dire que la distance entre une isotherme et la source change au fil du temps selon :

$$D_{\text{entre source et isotherme}} = (x_{\text{isotherme}} - x_{\text{source}}) = \|(x_{\text{isotherme}} - x_{0 \text{ source}} + v_{\text{source}} * t)\| \quad (3.42)$$

Mais en réalité :

- Les isothermes se créent à partir de la source et se déplacent à cause des phénomènes de conduction et de convection avec une vitesse de déplacement qui dépend du gradient de température.

- La source de chaleur elle aussi se déplace dans la direction de soudage. Donc la distance entre un isotherme et la source change au fil du temps selon :

$$D_{\text{entre source et isotherme}} = \|(x_{0 \text{ isotherme}} + v_{\text{isotherme}} * t - x_{0 \text{ source}} + v_{\text{source}} * t)\| \quad (3.43)$$

Et la on a deux cas :

$$1. V_{isotherme} < 0$$

(cas des isothermes qui se propagent dans la direction négative des x pour une source de chaleur fixe) ;

Avec $x_{0\ isotherme} = x_{0\ source}, v_{source} > 0$:

Pour $t_2 > t_1$ $D(t_2) > D(t_1)$;

L'isotherme s'éloigne de la source avec une vitesse égale à $v_{source} + v_{isotherme}$;

$$2. V_{isotherme} > 0$$

(cas des isothermes qui se propagent dans la direction positive des x pour une source de chaleur fixe) ;

Avec $x_{0\ isotherme} = x_{0\ source}, v_{source} > 0$:

Pour $t_2 > t_1$ $D(t_2) < D(t_1)$;

Les isothermes se rapprochent de la source avec une vitesse égale à $v_{isotherme} - v_{source}$;

– Les isothermes apparaissent parallèles a l'axe z :

Ceci s'explique par les dimensions de la pièce et la quantité de chaleur reçue La pièce est tellement mince 2mm que la variation de température entre la surface supérieure et inférieure est presque négligeable.

Elle est quand même remarquable aux premières secondes à proximité de la source (plus de détail dans la prochaine section 'zone fondue').

Phénomènes présents :

- Conduction : Dans le métal de base et la zone affectée thermiquement.
- Convection a l'air : S'applique pour toutes les zones de la pièce,
- Rayonnement.

Ces trois sont les plus dominants le rayonnement est normalement négligé devant la convection mais pour notre matériau l'aluminium ce n'est pas le cas parce que ce dernier a un grand coefficient d'émissivité et donc dissipe plus d'énergie de sa surface vers l'extérieur sous forme d'énergie de radiation.

3.6.4 Cycles thermiques :

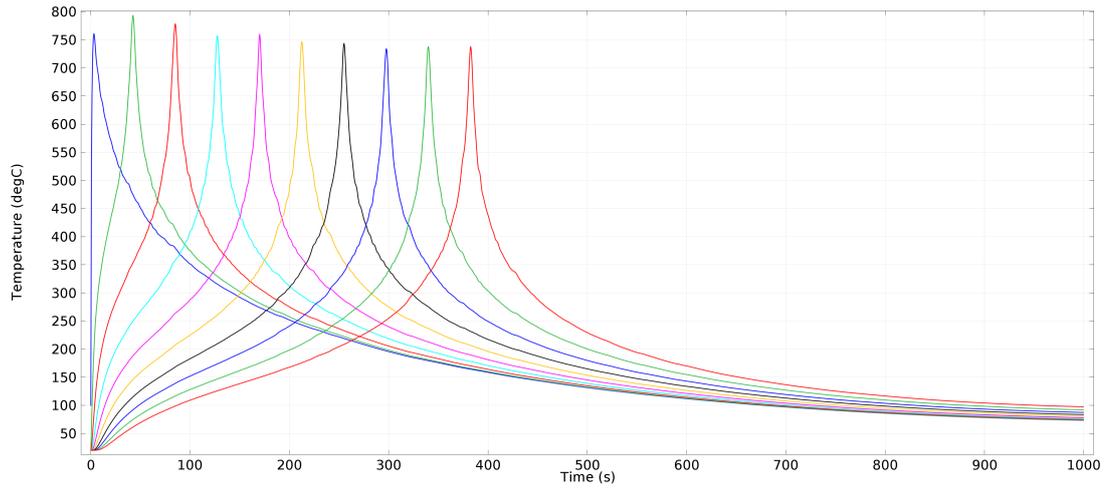


FIGURE 3.20: Cycles thermiques dans zone fondue.

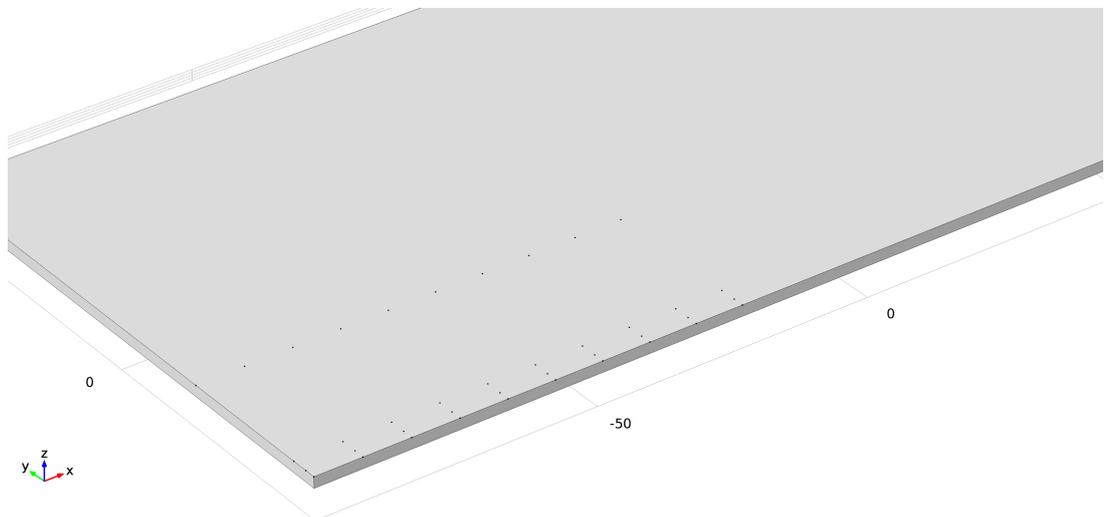


FIGURE 3.21: Position des thermocouples numériques sur la surface supérieure

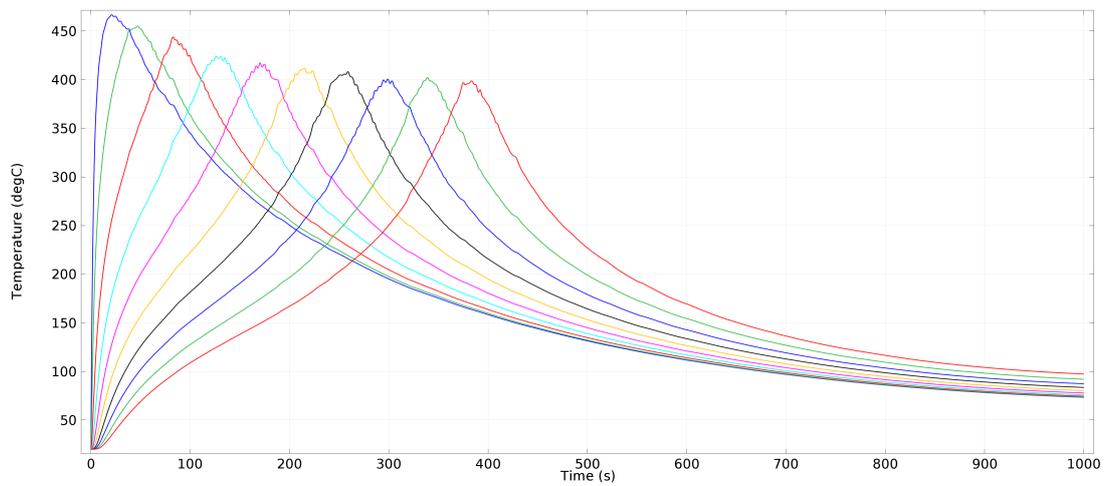


FIGURE 3.22: Cycles thermiques à 5mm de la frontière de soudage.

On remarque une température des pics environ (400 420°C)

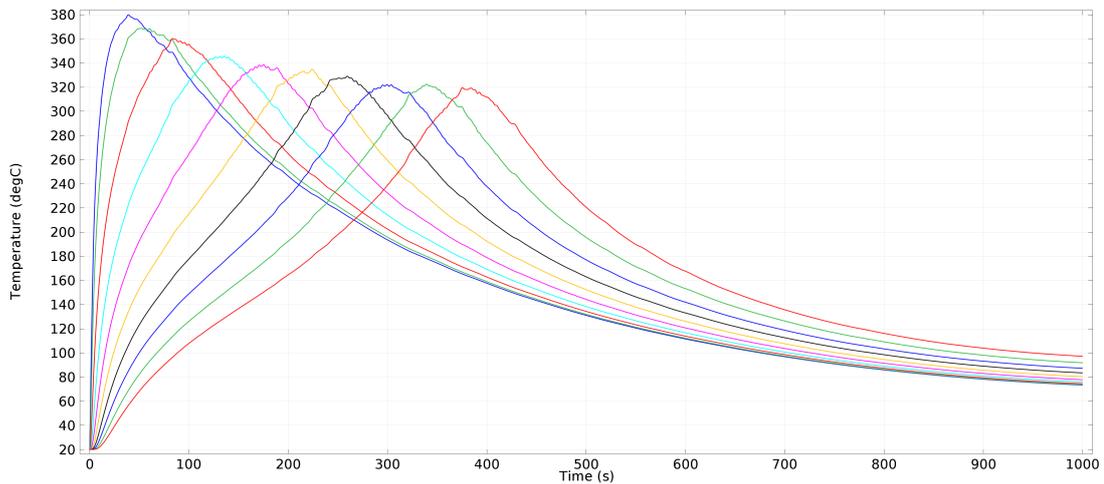


FIGURE 3.23: Cycles thermiques pris à 10mm de la frontière

Commentaires :

- Maxima de température atteinte au deuxième point.

Contrairement au premier point ; le deuxième gagne de la chaleur avant que la source ne coïncide avec ce dernier ce qui fait un préchauffage du point considéré avant que la source y touche.

- Les températures de la ZF sont entre (700 750 °C)
- les maxima de température diminuent du 2^{eme} point 750 °C au 6^{eme} point 700 °C ou elles convergent.

Les maxima de température diminue à cause du changement de phase au niveau de la zone fondue, la transformation (solide liquide) implique la consommation d'une certaine quantité de chaleur H_l la chaleur latente dans la valeur s'agrandit plus la zone fondue est grande, elles convergent après un certain moment parce c'est là où la taille de la zone fondue est atteinte ; ceci peut être utilisé pour savoir le délai nécessaire à la formation du maximum de la taille de la ZF.

- Les cycles forment des gaussiennes dont la pic est très pointu.

Les gaussiennes sont dues au chauffage et refroidissement de la zone résultante de la conduction de la température, passage de la source, convection et rayonnement à l'air respectivement, sans oublier la dissipation de la chaleur dans la ZAT via la convection.

- Les cycles convergent vers la température ambiante.

En imposant une température ambiante de valeur constante comme condition aux limites à la pièce soudée, et suivant le bilan énergétique après la source quitte la pièce on aura une dissipation continue de l'énergie de la pièce vers l'ambient jusqu'à ce que ce système arrive à un état d'équilibre caractérisé par un gradient de la température nul, ce qui implique $T_{final}(piece) = T(ambient) = T_{Initial}(ambient)$

puisque cette dernière est imposé constante.

- Il y'a un retard entre les cycles pour les différents points comme le montre la figure ci-dessous :

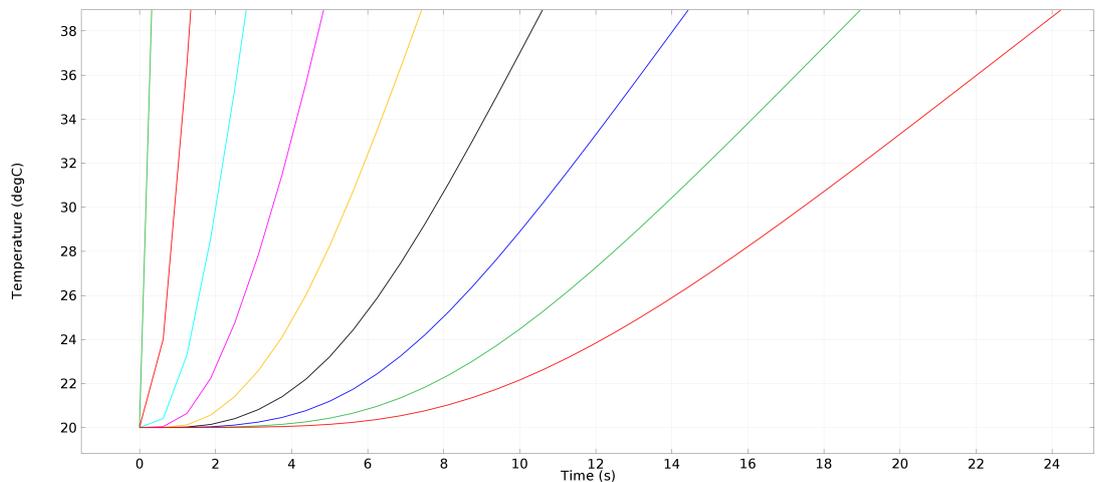


FIGURE 3.24: Agrandissement des cycles thermiques pris à 2mm.

- Les points les plus lointains du départ sont en retard par rapport aux autres. La raison pour ce fait est la distance de la source du point considéré. La vitesse de propagation de la chaleur, bien qu'elle soit grande elle se voit sur ces points à grande distance de la source.

- Vitesse d'augmentation de la température est moins grande pour les points les plus lointains.

- La température du premier point s'élève trop rapidement de T_{ref} vers $720^{\circ}C$ quand elle est en contact avec la source de grande quantité de chaleur. Les points les plus lointains, chauffent peu a peu par effet de conduction ce qui implique une montée de température avant que la source leur arrivent.(traduit par le pic de température), plus la distance augmente, plus la conduction pendra du temps, et donc une pente moins aiguë.

- Il y'a un quinconce dans les graphes aux premiers points.

Ceci est du aux erreurs numériques, sur la solution temporelle, (un pas de temps plus petit aurait réglé le problème mais pousser la machine dans plus de calculs).

- Les gaussiennes sont plus élargies pour les points lointains du point de départ. Toujours à cause de la conduction qui implique un préchauffage, aussi un maintien après que la source ait dépassé le point considéré.

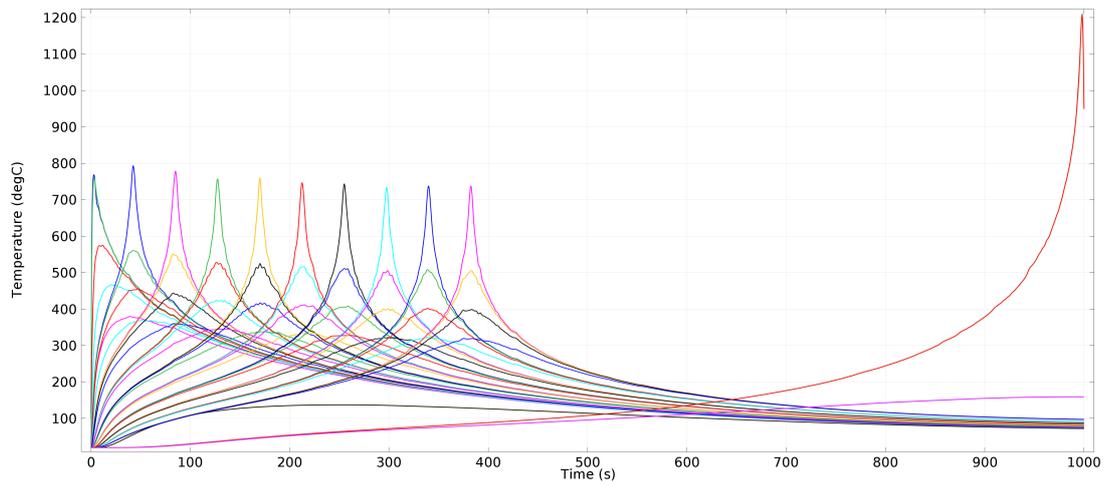


FIGURE 3.25: Superposition des cycles thermiques.

3.6.5 Influence de la vitesse de soudage

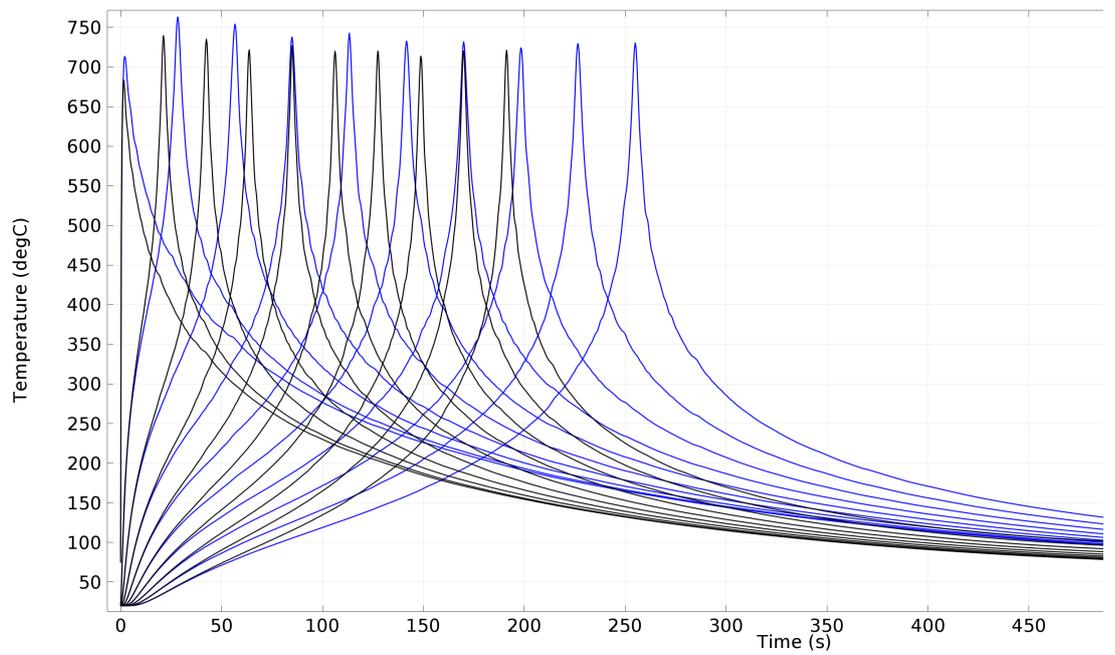


FIGURE 3.26: Cycles thermiques de la ZF à différentes vitesses de soudage.

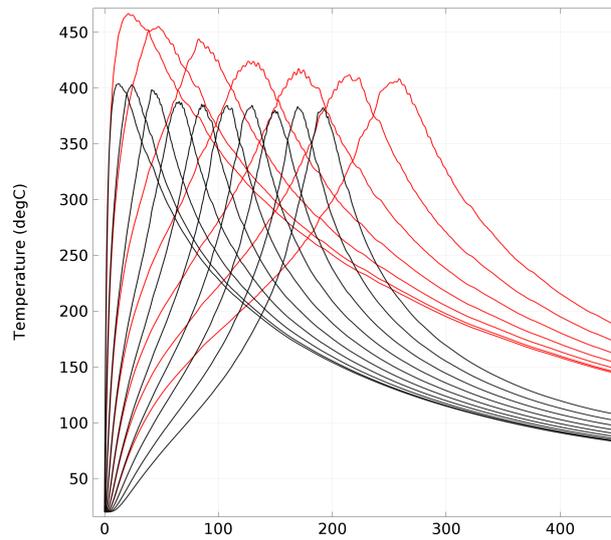


FIGURE 3.27: Cycles thermiques de la ZAT à différentes vitesses de soudage.

Commentaires :

- Les courbes de la vitesse de soudage ; la plus rapide apparait avec une valeur inférieure à celle de la vitesse la moins rapide.

Ceci est surtout important pour la ZAT ou la température influe beaucoup sur le comportement de la soudure en générale (plus fragile, plus résistante) dépendant de la transformation de phase qui se produit, cela apparait sans importance mais la différence entre ces deux vitesses implique un changement radicale dans le comportement de la soudure.

Chapitre 4

Contrôle de la soudure

L'utilisation courante du procédé de soudage TIG dans l'industrie aéronautique, notamment en chaudronnerie, nécessite des plages de paramètres afin de garder une certaine flexibilité d'applications suivant le large éventail des formes, des épaisseurs et de la nature des matériaux à assembler. De ce fait, l'expérience des soudeurs au CSC et quelques essais préliminaires ont été suffisants pour obtenir des cordons de soudure TIG présentant une conformité à la fois dimensionnelle, métallurgique et mécanique. La réalisation s'est faite par procédé de soudage manuel, permettant la reproductibilité et la régularité des assemblages avec des paramètres fixés, afin d'établir une caractérisation post soudage homogène.

Tableau 4.1: Les paramètres de l'expérience

Paramètre	Valeur
U	12V
I	86A
v	1.75cm/min
t	51s
$\Phi_{gaz,enevers}$	6l/min
Φ_W	2mm
Φ_{fil}	2mm

4.1 La microdureté

La dureté est une propriété de surface qui est complexe et difficile à relier aux autres propriétés mécaniques ; mais sa détermination est rapide et peut parfois être considérée comme non destructive. En métallurgie, on applique un poinçon appelé «pénétrateur» à la surface de l'éprouvette, avec une force consistante et pendant un temps donné, puis on observe l'empreinte due aux déformations élastique et plastique.

4.1.1 Essais normalisés

Selon la forme et la nature du poinçon, on distingue plusieurs types d'essais (4.1). Le pénétrateur est soit une bille en acier trempé ou en carbure de tungstène, soit une pointe de diamant de forme pyramidale ou bien conique. Dans les méthodes *Brinell et Vickers*, il faut mesurer après essai les dimensions de l'empreinte (diamètre ou diagonale) au moyen d'un oculaire micrométrique (4.1), alors que le résultat de l'essai *Rockwell* est directement affiché par un comparateur après enlèvement de la surcharge et retour à la précharge, le zéro ayant été fait au moment de la première application de la précharge. Dans tous les cas, le résultat est un nombre permettant de repérer la dureté à l'intérieur d'une échelle assez arbitraire [38].

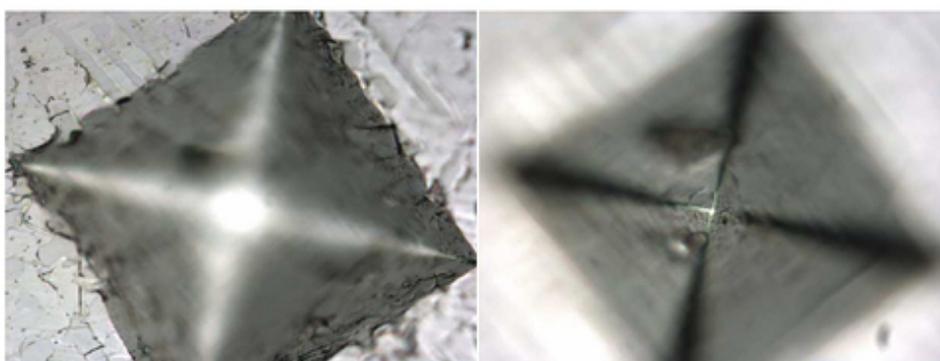


FIGURE 4.1: Empreinte Vickers dans l'aluminium

Il faut veiller à ce que la charge soit appliquée bien perpendiculairement, sans choc ni vibration, à la surface de l'éprouvette qui doit être plane et avec un bon état de surface (mais la préparation ne doit pas conduire à un écrouissage superficiel). L'éprouvette ne doit pas être trop mince, dans notre cas, les deux échantillons sont enrobés, ni les empreintes trop proches des bords ou les unes des autres. Le portage sur la machine doit être régulier et sans glissement.

Tableau 4.2: Les méthodes d'essai Brinell et Vickers respectivement[38].

Méthode d'essai	Pénétrateur	Charge $F(N)$	Paramètre mesuré	Expression de la dureté
Brinell	Bille d'acier ou de carbure de diamètre $D = 10mm$ ou moins	29400 ou moins	Diamètre $d(mm)$ de l'empreinte	$H_B = \frac{2F}{\pi D[D^2 - d^2]^{1/2}}$
Vickers	Pyramide de diamant de base carrée d'angle au sommet des faces = 120°	Entre 49 et 980	Diagonale $d(mm)$ de l'empreinte	$H_V = 1.854F/d^2$

4.1.2 Propriétés mécaniques, évolution de la microdureté :

Nous avons utilisé l'essai Vickers, sous une charge de 200 g et avec un pas de 0,3 mm entre chaque pénétration. Nous prenons à chaque fois les deux diagonales du losange pour avoir la valeur Hv de l'indentation, afin de tracer la variation de la microdureté pour chaque zone à commencer du milieu de la zone de fusion. La valeur dans le métal de base est proche de celle obtenue dans la zone affectée thermiquement mais très supérieure à celle dans le cordon de soudure. Les résultats sont présentés sur la figure 4.2 ci-dessous.

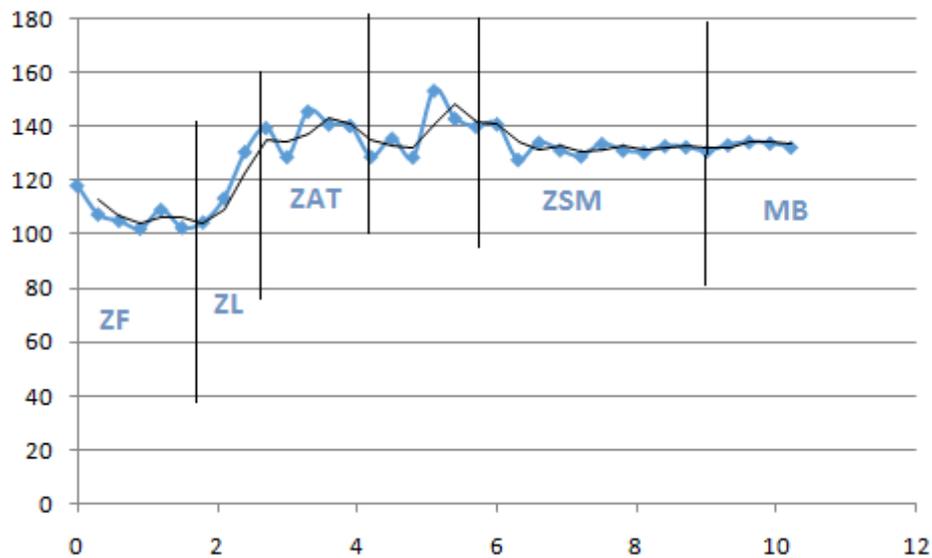


FIGURE 4.2: Variation de la microdureté sur un cordon de soudure

4.2 L'examen de structure

4.2.1 Préparation des surfaces

4.2.1.1 Prélèvement

Les propriétés d'un matériau ne dépendent pas seulement de la composition chimique, elles résultent essentiellement de la « microstructure », c'est-à-dire de la taille et de la répartition des grains ou de phases qui constituent le matériau. Cette structure peut être observée à travers six ordres de grandeur, depuis la loupe jusqu'au microscope électronique. La plupart des matériaux dont on étudie la structure sont opaques. L'observation se fait donc par réflexion, ce qui implique d'abord l'obtention d'échantillons présentant une surface polie et souvent attaquée en fonction du type de structure à étudier. Il ne sera pas question ici de l'interprétation des observations, évidemment capitale, qui nécessite une connaissance approfondie du matériau contrôlé.

Le prélèvement de l'échantillon est destructif, mais il ne doit pas perturber la structure

initiale par un échauffement excessif ; on l'a obtenu à l'aide d'une micro tronçonneuse au jet d'eau. Chaque échantillon doit être soigneusement repéré par rapport à la pièce et marqué pour être parfaitement identifié. Pour faciliter sa manipulation, Il a été enrobé dans résine en prévoyant un contact électrique si on désire faire ensuite un polissage électrolytique (dans notre cas le polissage était que mécanique). Puis une face est rendue plane et sans rayures par polissage[38].

4.2.1.2 Polissage mécanique

Ce type de polissage est maintenant réalisé sur une machine comportant un disque abrasif tournant à une vitesse variable de 0 à 300 tr/min sous un jet d'eau afin d'éviter l'échauffement de l'échantillon ; Les deux phases du polissage étaient : $1\mu m$.

- Un dégrossissage sur une série de papiers abrasif aux de carbures de silicium dont le grain est de plus en plus fin (600, 800, 1000, 1200, 2000, 4000) ;
- Nettoyage entre chaque polissage en variant à chaque fois la position de l'échantillon de telle sorte à éliminer les rayures du polissage précédent.
- Un polissage de finition a été fait sur un papier feutre avec une solution diamantée de granulométrie de $1\mu m$.

4.2.2 Révélation de la structure

L'attaque a pour but de révéler la structure du matériau : joints des grains phases de constituants, défauts, précipités, inclusions... On distingue deux types d'attaques :

- Chimiques qui provoquent une dissolution différente des cristaux selon leur orientation, ou des phases selon leur nature.
- électrolytiques qui nécessitent une source de courant, l'échantillon métallique étant placé à l'anode et la formation d'un film épitaxique d'oxyde ou de sulfure qui accentue le contraste du métal sous-jacent.

Le réactif est le plus souvent une solution aqueuse ou alcoolique (tableau 3). Les conditions d'attaque se déterminent par l'expérience ; pour un fort grossissement, on se contente d'une attaque plus légère. On arrête l'attaque par un rinçage soigné (eau ou alcool) suivi d'un séchage dans un jet d'air ou avec un sèche cheveux. La chaque fois la position de l'échantillon de telle sorte à éliminer les rayures du polissage précédent.

- Un polissage de finition a été fait sur un papier feutre avec une solution diamantée de granulométrie de $1\mu m$.



FIGURE 4.3: le cordon de soudure du 2024T3 à gauche et le métal de base à droite enrobés, polis et attaqué chimiquement

Notre attaque chimique a été faite avec le réactif de *TUCKER* et le temps d'attaque était de 30 secondes.

Tableau 4.3: La composition du réactif d'attaque pour notre métal.

Elément du réactif d'attaque	Composition en pourcentage
HCl 12N (densité 1,18)	15 pour cent
HNO_3 14N (densité 1,4)	25 pour cent
HF (à 48 pour cent)	10 pour cent
H_2O	50 pour cent

4.2.2.1 Macrographie

Cette technique a pour but de reconnaître la structure dans toute l'étendue d'une pièce. C'est donc un examen d'ensemble effectué à l'œil ou avec une loupe, après préparation de la surface ou d'une coupe de la pièce. On met ainsi en évidence les hétérogénéités de structure.

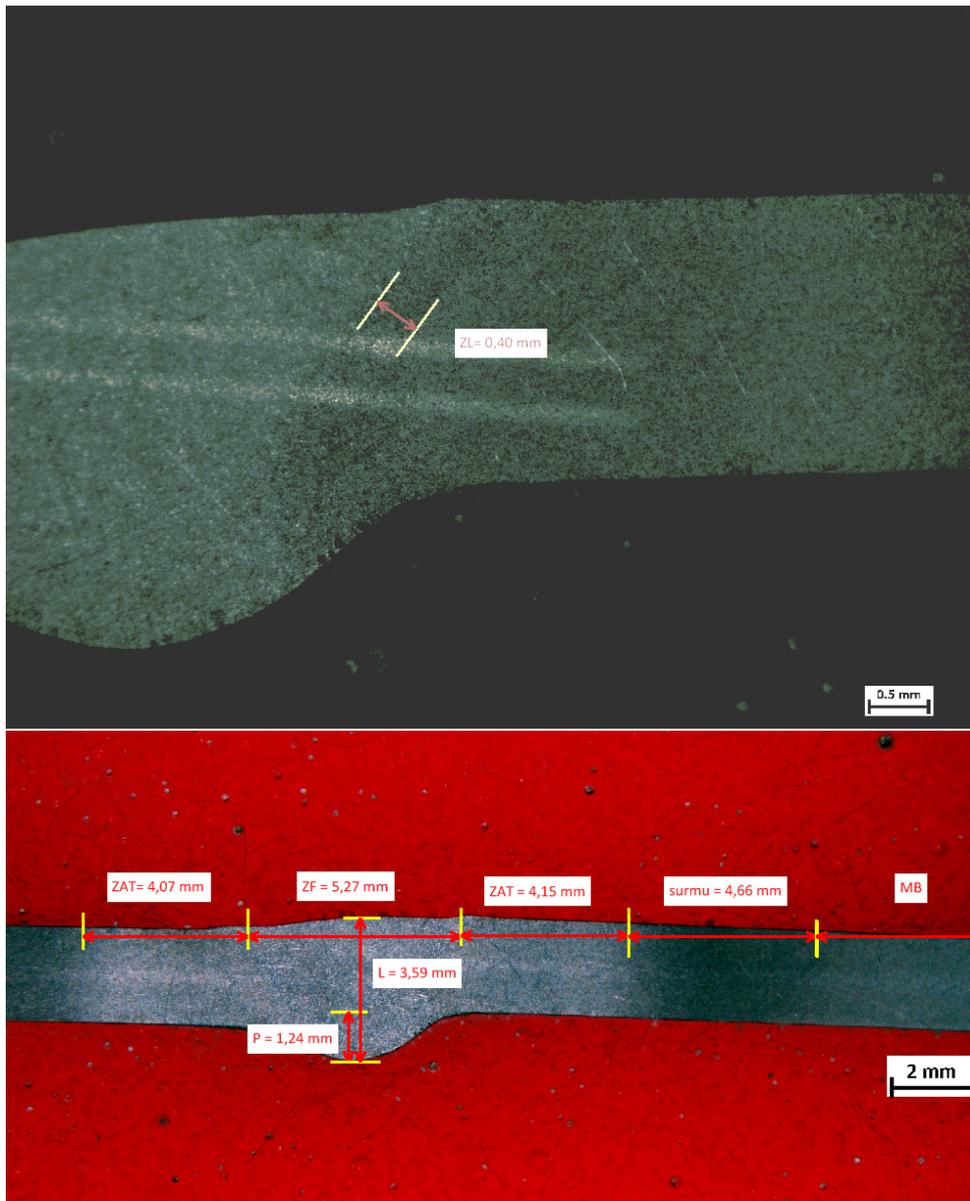


FIGURE 4.4: La macrographie avec deux grossissements illustrants les différentes phases

4.2.2.2 Microscopie optique

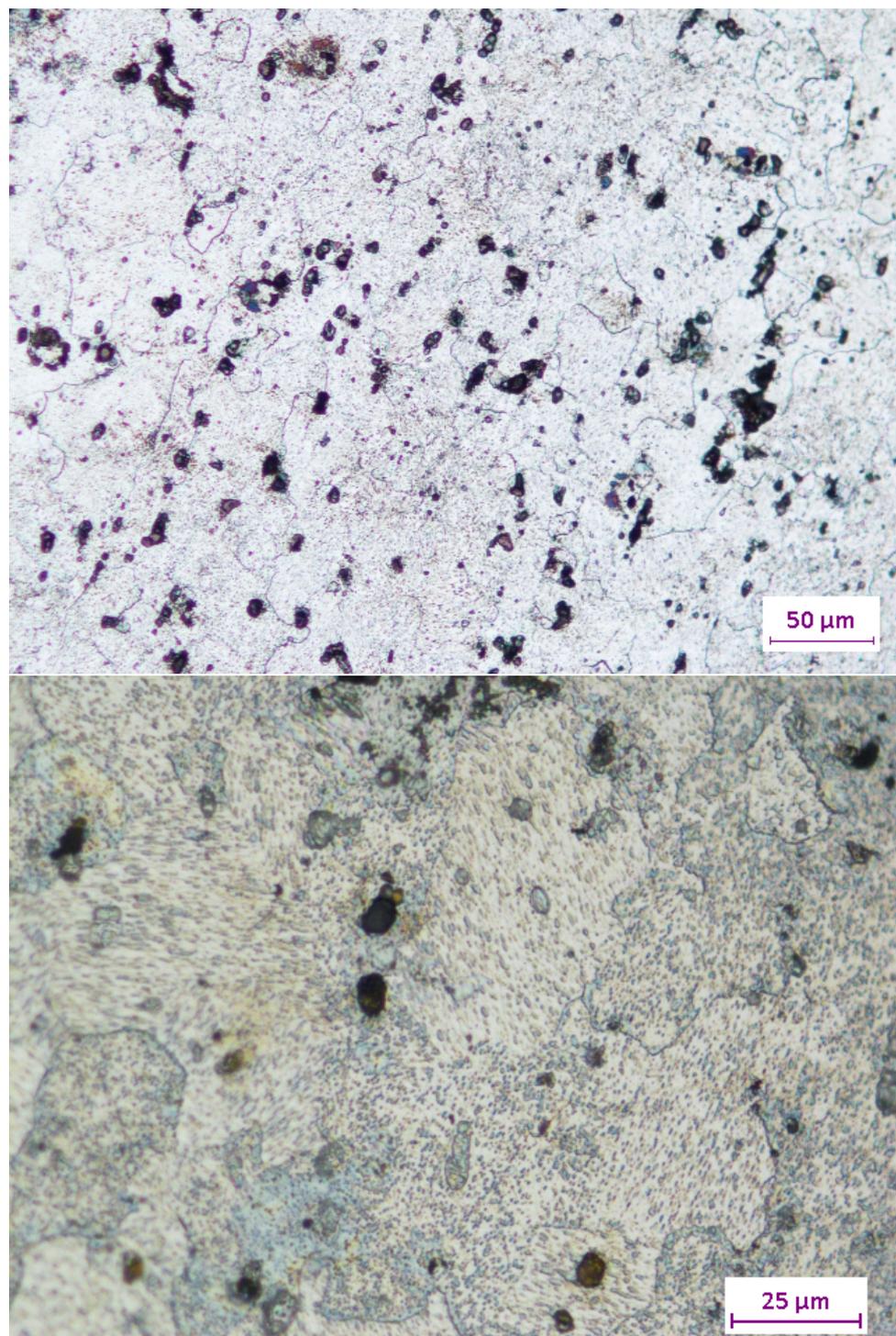


FIGURE 4.5: Structure métal de base (MB).

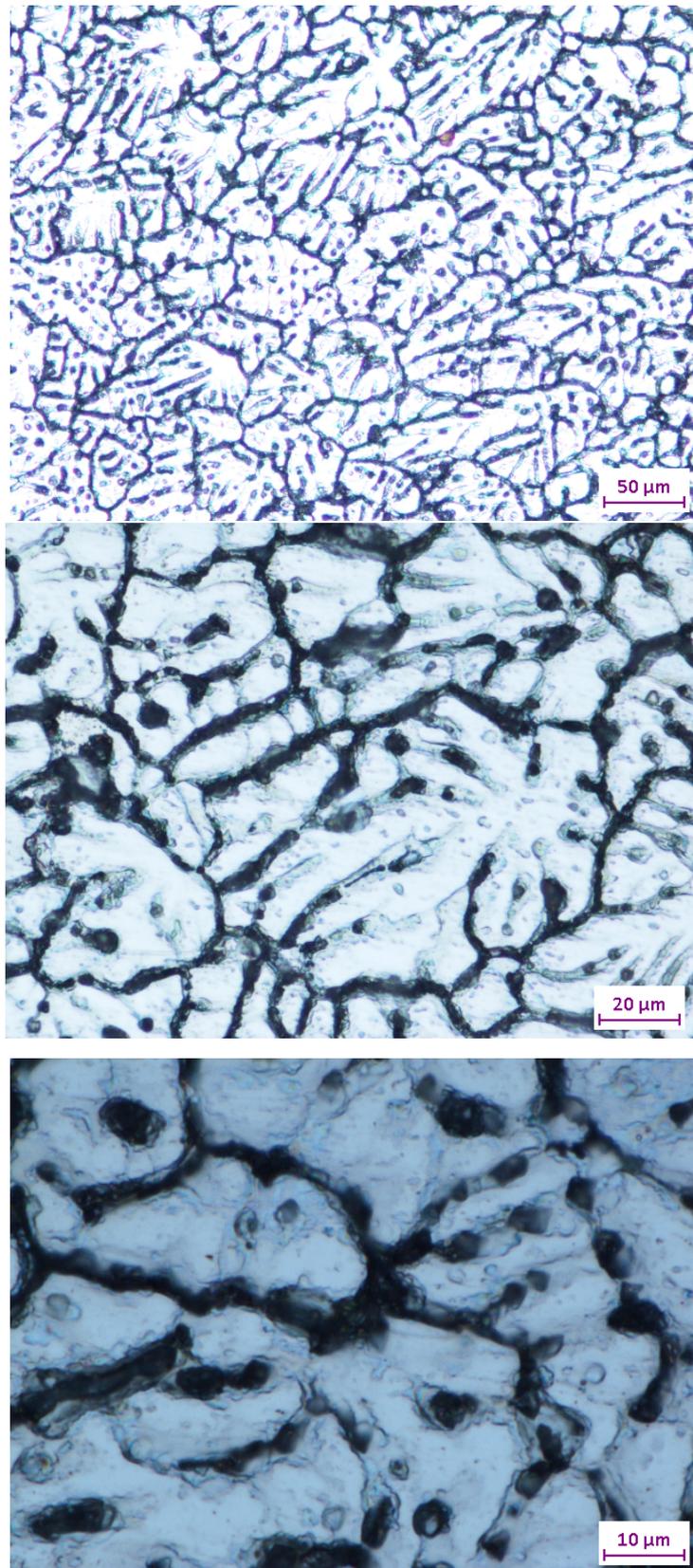


FIGURE 4.6: La zone de liaison (ZL) dont les grains sont grossis et allongés.

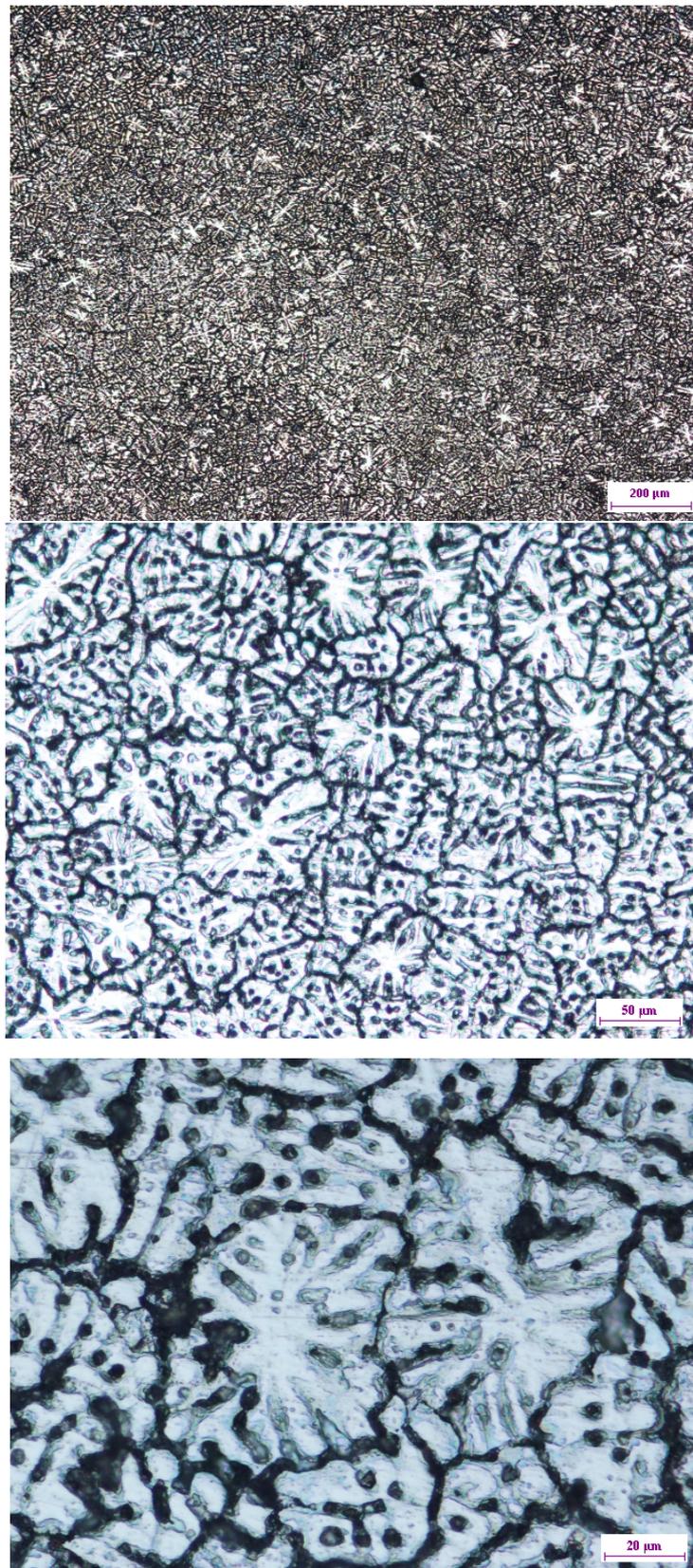


FIGURE 4.7: La zone de fusion de structure équiaxe dendritique.

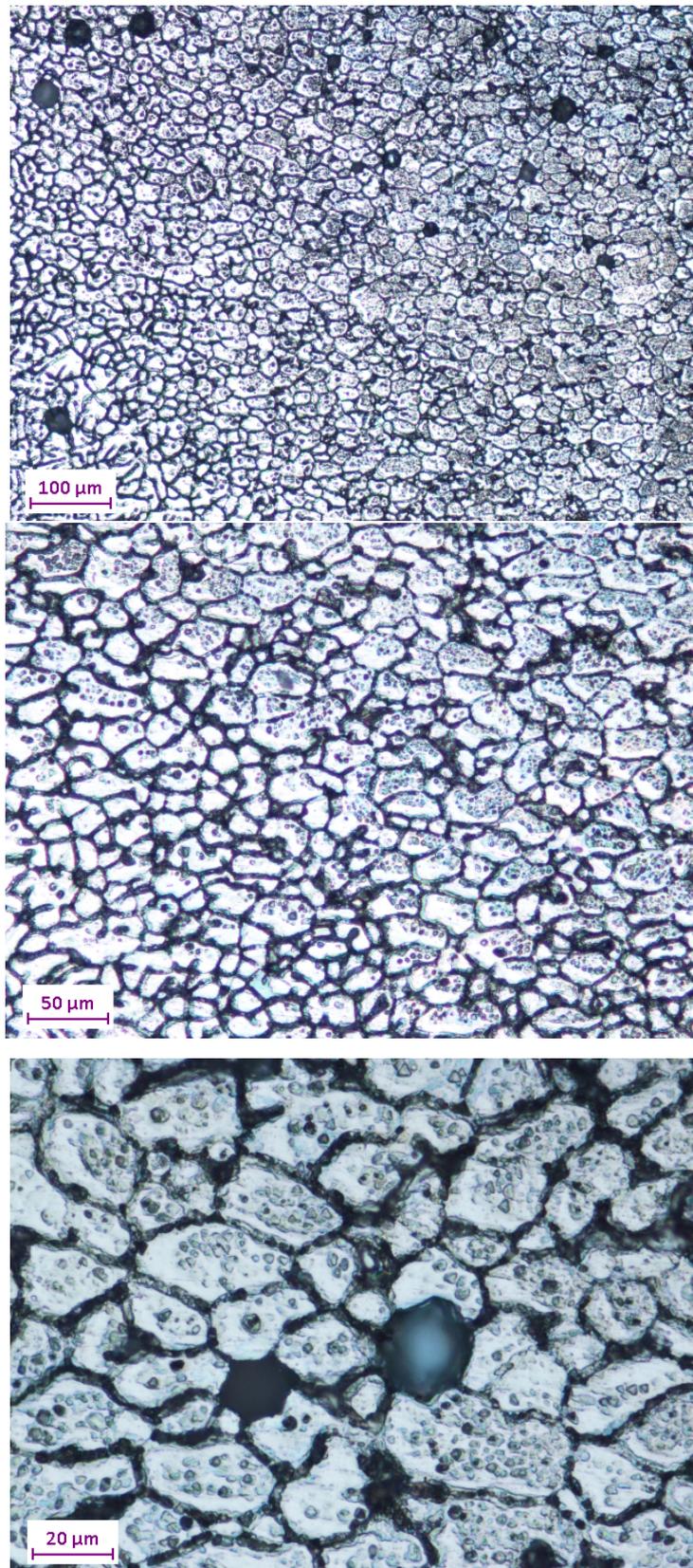


FIGURE 4.8: La zone affectée thermiquement (ZAT).

Les observations métallographiques sont effectuées à l'aide d'un microscope optique et camera *CCD* et logiciel de prise d'images et de mesure. Les microstructures obtenues sont présentées sur les figures 4.5, 4.6, 4.7 et 4.8. On peut distinguer quatre zones représentatives : tout d'abord le métal de base formé de grains allongés caractéristiques du laminage. Ensuite vient la zone affectée thermiquement (*ZAT*) puis une zone qualifiée de zone de liaison qui est constituée de grains dendritiques colonnaires. Cette zone de liaison est une interface entre la *ZAT* et la zone fondue dans laquelle on retrouve des grains dendritiques équiaxes. Si le terme microstructure concerne la texture morphologique, c'est-à-dire la taille et la forme des grains, il comprend aussi la texture cristallographique – la distribution des orientations cristallographiques qui est un paramètre essentiel pour optimiser les propriétés mécaniques des matériaux métalliques [39].

Conclusion

- Les alliages à durcissement structural contenant du cuivre sont dans l'ensemble difficilement soudables parce que, d'une part, ils sont sujets aux criques lors de la solidification de la soudure et que, d'autre part, leurs caractéristiques mécaniques après soudage sont fortement diminuées. Toutefois ces alliages sont plus ou moins sensibles à ces phénomènes. L'utilisation du procédé *TIG* à grande concentration d'énergie et à protection gazeuse accrue permet une amélioration notable des résultats.
- La simulation numérique est un outil adapté à la compréhension et à l'exploration des procédés de soudage. Toutefois, la mise au point de cet outil suppose toujours des hypothèses simplificatrices devant être validées par comparaison de ses résultats avec l'expérience. Seule cette validation assure ensuite la pertinence de l'exploitation de l'outil de simulation.
- Les données d'entrée du modèle concernent la géométrie initiale, les propriétés des matériaux et les conditions aux limites selon les mécanismes physiques simulés (thermique, électrique, mécanique, métallurgique). D'une façon générale, les mécanismes les moins bons et connus (donc les moins bien intégrés dans les modèles existants) sont les propriétés de contact, les caractéristiques électriques et mécaniques des machines de soudage et les lois de comportement métallurgiques.
- Il est nécessaire d'effectuer une sélection soigneuse parmi les résultats du modèle. Toujours selon les mécanismes physiques simulés, des résultats directement issus du modèle (températures, déformation de la zone de soudure...) ou dérivés (résistance électrique de l'assemblage, microdureté...) peuvent être comparés à des valeurs mesurées expérimentalement, soit en temps réel à l'aide de systèmes d'acquisitions de données (dilatation pendant soudage, cycle thermique), soit après soudage par observation de la soudure (position de la zone fondue, indentation résiduelle...).
- Les outils de simulation numérique du soudage devraient donc encore se développer, afin d'être utilisés couramment dans la recherche de solutions de soudage (paramètres, géométrie, etc.). Toutefois, ces outils ne remplaceront jamais les tests expérimentaux. En effet, outre la nécessaire validation par l'expérience des modèles, l'intégration de mécanismes physiques de plus en plus fins suppose aussi la

disponibilité des données d'entrée correspondantes, qui doivent être mesurées expérimentalement. On peut donc supposer que le développement de ces outils déplacera peu à peu les besoins de résultats expérimentaux, de l'étude directe de la soudabilité dans des cas très appliqués, vers la mesure de propriétés plus fondamentales des matériaux concernés.

Bibliographie

- [1] J. Fenn, Solid phase welding : *An answer to new problem, metallic materials technologies*, Vol. 16, 1984.
- [2] M. Baucchio, *ASM Metals Reference Book*, Third edition, Ed. ASM International, Materials Park, 1993.
- [3] F. Cyrille, Thèse de doctorat, *Mise en oeuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et Laser de toles d'alliages de titane réfractaire*, 2005.
- [4] V. ROBIN, Thèse de doctorat, *La modélisation numérique des procédés et du soudage en particulier au comportement mécanique des assemblages*, 2009.
- [5] F.P. Incropera, D.P. DeWitt, *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*, 4th ed. John Wiley and Sons, 1996.
- [6] R.Bourgeois, H.Chauval, J.Kessler, *Mémotech génie des matériaux*, Edition Casteilla, 2001.
- [7] D. William, Callister Jr, Sciences sup, *Science et génie des matériaux*, Edition Dunod 2003.
- [8] Metals Handbook, Vol.2, Properties and selection : *Non ferrous alloys and Special Purpose Materials*, ASM International 10th Edition, 1990.
- [9] Maurice Gerl Jean Paul Issi, *Physique des matériaux*, Première Edition, 1997.
- [10] [http ://www.euralliage.com/alliage.html](http://www.euralliage.com/alliage.html)
- [11] F. Howard, Boyer and Timothy L. Gall, Eds, *Metals Handbook*, American Society for Metals, Materials Park, 1985.
- [12] A. Conet, F. Hlawha, *Métallurgie mécanique du microscopique au macroscopique*, Edition Ellipses 2010.
- [13] R. Cazes, *Soudage à l'arc, Techniques de l'ingénieur*, 1995.
- [14] P. Bourgeois, Soudage à l'arc Tome 3, *Procédés avec fil électrode fusible, procédés avec électrode réfractaire, publication de la soudure autogène*, Paris, 1989.
- [15] K. Weman, *Aide mémoire procédés de soudage*, Edition Dunod
- [16] Collectif, Welding, *Brazing and soldering arc welding of low alloy steels and ferrous metals*, Metals handbook no. 6, ASM, 1983.

- [17] E. Saiz, AP. Tomsia, *Atomic dynamics and Marangoni films during liquid-metal spreading*, 2004.
- [18] H. Granjon, Bases métallurgiques du soudage, *Publications de la soudure autogène*, Eyrolles, 1995.
- [19] G.K. Batchelor, *An Introduction To Fluid Dynamics*, Cambridge University Press, 1967.
- [20] R.L. Panton, *Incompressible Flow*, 2nd ed., John Wiley and Sons, 1996.
- [21] I. Harari and T.J.R. Hughes, *What are C and h ? Inequalities for the Analysis and Design of Finite Element Methods*, *Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg*, Vol. 97, pp. 157–192, 1992.
- [22] Y. Bazilevs, V.M. Calo, T.E. Tezduyar, and T.J.R. Hughes, *Discontinuity Capturing for Advection-dominated Processes with Application to Arterial Drug Delivery*, *Int.J.Num. Meth. Fluids*, Vol. 54, pp. 593–608, 2007.
- [23] T.J.R. Hughes and M. Mallet, *A New Finite Element Formulation for Computational Fluid Dynamics : III. The Generalized Streamline Operator for Multidimensional Advective-Diffusive System*, *Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg*, Vol. 58, pp. 305–328, 1986.
- [24] G. Hauke and T.J.R. Hughes, *A Unified Approach to Compressible and Incompressible Flows*, *Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg*, Vol. 113, pp. 389–395, 1994.
- [25] G. Hauke, *Simple Stabilizing Matrices for the Computation of Compressible Flows in Primitive Variables*, *Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg*, Vol. 190, pp. 6881–6893, 2001.
- [26] A. Soulaïmani and M. Fortin, *Finite Element Solution of Compressible Viscous Flows Using Conservative Variables*, *Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg*, Vol. 118, pp. 319–350, 2001.
- [27] D.J. Tritton, *Physical Fluid Dynamics*, 2nd ed., Oxford University Press, 1988.
- [28] *COMSOL Multiphysics User's Guide*, Version : COMSOL 4.3, 2012.
- [29] R. Codina, *Comparison of Some Finite Element Methods for Solving the Diffusion-Convection-Reaction Equation*, *Comp. Meth. Appl. Mech. Engrg*, Vol. 156, pp. 185–210, 1998.
- [30] A. Bejan, *Heat Transfer*, Wiley, 1993.
- [31] G.K. Batchelor, *An Introduction to Fluid Dynamics*, Cambridge University Press, 2000.
- [32] R.L. Panton, *Incompressible Flow*, 2nd ed., John Wiley and Sons, 1996.
- [33] M. Kaviany, *Principles of Convective Heat Transfer*, 2nd ed., Springer, 2001.

- [34] T. Poinso and D. Veynante, *Theoretical and Numerical Combustion*, Second Edition, Edwards, 2005.
- [35] D.K. Cheng, *Field and Wave Electromagnetics*, Addison-Wesley, Reading, Massachusetts, 1989.
- [36] J. Jin, *The Finite Element Method in Electromagnetics*, John Wiley and Sons, New York, 1993.
- [37] B.D. Popovic, *Introductory Engineering Electromagnetics*, Addison-Wesley, Reading, Massachusetts, 1971.
- [38] J. Perdijon, *Aide mémoire*, Contrôle des matériaux, Edition Dunod 2003.
- [39] S. Ouallam, Mémoire de magister, *Étude du soudage TIG et laser Nd-YAG de l'alliage d'aluminium 2024 T3*, 2009.