

# Modélisation thermomécanique multicouche du procédé WAAM

C. CAMBON<sup>a</sup>, I. BENDAOU<sup>a</sup>, C. BORDREUIL<sup>a</sup>, S. ROUQUETTE<sup>a</sup>,  
F. SOULIE<sup>a</sup>

a. LMGC, Univ. Montpellier, CNRS, Montpellier, France

## Résumé :

*Le procédé WAAM (Wire+Arc Additive Manufacturing) ou fabrication additive (FA) avec arc et fil permet de construire des pièces métalliques par empilements successifs de cordons de matière. Il représente une alternative intéressante aux procédés d'usinage traditionnels. En effet, c'est un procédé qui permet d'envisager une simplification des lignes de production et la fabrication de pièces avec des géométries complexes tout en limitant les pertes de matière brute. En comparaison avec les autres procédés de FA comme le lit de poudre, le WAAM se caractérise par un taux de déposition élevé (2-4 kg/heure), une capacité à fabriquer des pièces de grandes dimensions ainsi que des équipements moins onéreux car déjà utilisés en soudage. [1]*

*Cependant, le WAAM présente également certains inconvénients non négligeables : au cours des dépôts successifs, les forts gradients thermiques engendrés par l'arc électrique conduisent à la génération de contraintes résiduelles et de déformations dans la pièce finale. Ces contraintes résiduelles ont un impact à la fois sur les propriétés mécaniques (la tenue en fatigue par exemple) et sur la géométrie finale de la pièce. Ces contraintes et déformations sont directement liées à des paramètres procédé tels que par exemple la vitesse de soudage, l'intensité ou la tension mise en jeu pour la création de l'arc électrique. L'influence de ces paramètres et de l'empilement des cordons sont évaluées à l'aide d'une simulation thermomécanique prenant en compte une loi de comportement élastoplastique avec écrouissage linéaire isotrope pour l'acier 316L (logiciel Salome\_Meca).*

**Mots clefs : WAAM ; contraintes résiduelles ; déformations, simulation thermomécanique**

## 1 Introduction

De par la similitude du procédé employé, la simulation numérique du WAAM s'appuie largement sur les modèles développés pour la simulation du soudage. La mise en équation thermique et mécanique du WAAM ainsi que les formes des isothermes et les répartitions de contraintes et déformations obtenues pour la première couche sont directement liées au soudage [2,3,4,5]. En plus de cette relation, il existe à ce jour de nombreux modèles pour la fabrication additive. Ces derniers se basent sur des hypothèses différentes en lien avec l'objectif de simulation. Certaines analyses sont ainsi menées en régime quasi-stationnaire ou bien en régime transitoire. En régime quasi-stationnaire, la source de chaleur est fixe et la pièce se déplace à travers le maillage (description eulérienne) [6] tandis qu'en régime transitoire la source de chaleur est mobile et la pièce reste fixe (description lagrangienne) [7]. De plus, la complexité du modèle peut être augmentée en prenant en compte l'apport de matière en cours de fabrication. Plusieurs méthodes peuvent être mises en place pour prendre en compte ce phénomène : on peut citer

notamment la méthode d'activation d'éléments [6,8], la simulation de la chute des gouttes dans le bain de fusion par le biais de la méthode VOF (Volume Of Fluid) [9], la minimisation de l'énergie de surface [10] ou encore l'approche « Level Set » [11].

Le modèle mis en place pour analyser les contraintes résiduelles et les distorsions générées par le procédé WAAM, est un modèle 2D thermomécanique représentant une plaque sur laquelle plusieurs cordons sont déposés dans la direction longitudinale. La plaque est bridée sur l'une de ses extrémités tandis que l'autre est laissée libre [Fig.1]. Le matériau simulé est l'acier 316L. L'apport de matière est pris en compte et dimensionné suivant les paramètres procédés mis en jeu. La génération de chaque élément de matière pendant un intervalle de temps défini est systématiquement associée à la création d'une nouvelle géométrie et d'un nouveau maillage dans la simulation numérique. Les champs thermiques et mécaniques obtenus à l'instant  $t_n$  pour un ajout de matière considéré sont ensuite extrapolés pour le calcul à l'instant  $t_{n+1}$  considérant un nouvel ajout de matière [Fig.2]. De par la géométrie du problème étudiée, l'hypothèse des contraintes planes est utilisée pour calculer des champs de contraintes et déformations à comparer directement avec des données expérimentales [5]. Le temps de calcul mis en jeu pour cette modélisation est nettement inférieur à celui nécessaire pour un modèle 3D. Ce modèle thermomécanique sera détaillé dans une première partie suivie d'une discussion des résultats avant de conclure sur les interprétations et les perspectives de ce modèle.

## 2 Modélisation thermomécanique

### 2.1 Hypothèses

Modéliser entièrement le procédé WAAM est un exercice particulièrement complexe puisqu'il fait intervenir des couplages entre différents domaines physiques tels que la thermique, la mécanique, la métallurgie ou encore la mécanique des fluides. Aucune transformation métallurgique n'est prise en compte dans ce modèle car l'acier 316L considéré présente une matrice austénitique stable pour un intervalle de températures qui s'étend de la température ambiante jusqu'à la température de fusion du matériau [12]. Par ailleurs, la surface du bain de fusion soumise à la pression d'arc, à la gravité et aux tensions de surface est considérée à l'équilibre statique. L'effet des forces électromagnétiques est également négligé puisque l'intensité de soudage mise en jeu est inférieure à 200 A [13]. Enfin, l'effet de convection dans le bain de fusion est modélisé par la mise en place d'un artefact numérique, à savoir l'augmentation de la conductivité thermique à partir de la température de fusion du matériau. Au vu des hypothèses et simplifications, un couplage thermomécanique apparaît alors adapté pour l'étude de l'influence des cycles thermiques sur la génération des contraintes résiduelles et des distorsions. Ce couplage peut néanmoins être réduit à un couplage faible qui prend en compte uniquement l'influence du chargement thermique sur le comportement mécanique de la pièce. Sous cette hypothèse, les analyses thermique et mécanique peuvent être dissociées : les champs thermiques générés lors du passage de la torche sont calculés en régime transitoire puis utilisés comme données d'entrée pour le calcul mécanique [Fig.2]. L'analyse thermique découplée met en jeu une source de chaleur mobile équivalente décrite par une gaussienne volumique. De plus, le problème thermique est résolu en formulation enthalpique avec des propriétés de matériau (enthalpie et conductivité) qui dépendent de la température. Quant à l'analyse mécanique, elle est résolue en contraintes planes en HPP (hypothèse des petites perturbations). Les propriétés mécaniques (module d'Young, limite d'élasticité, module tangent ou encore coefficient de dilatation) sont dépendantes de la température. Enfin, la loi de comportement mécanique choisie est de type élastoplastique avec écrouissage linéaire isotrope et restauration visqueuse [10].

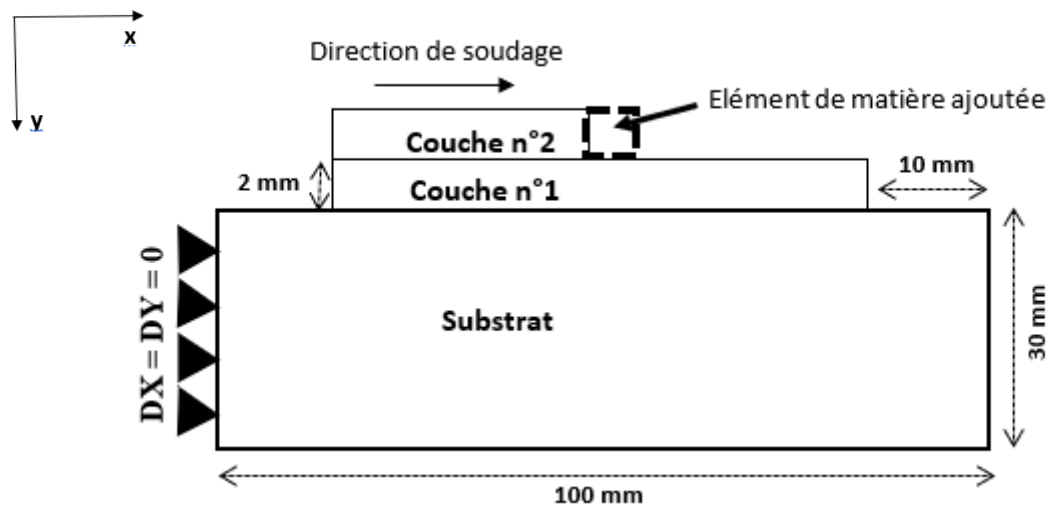


Fig.1 : Schéma du modèle thermomécanique 2D

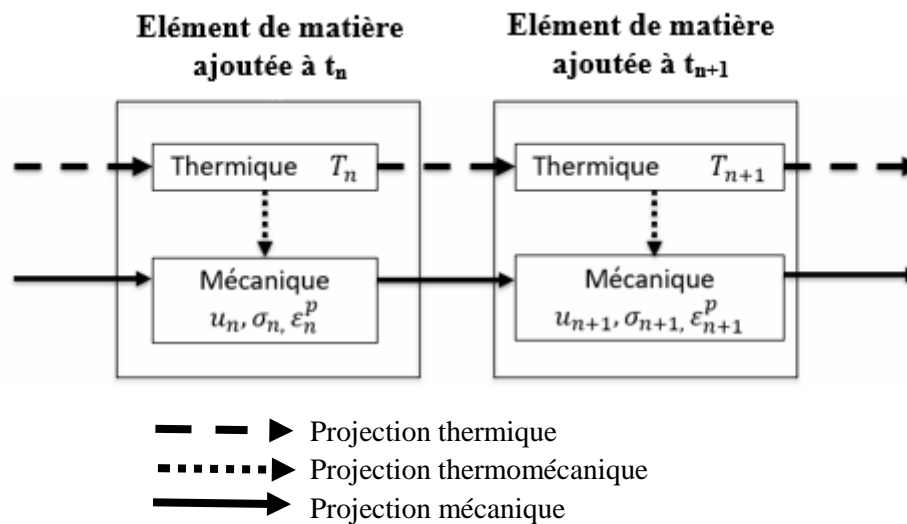


Fig.2 : Schéma explicatif de la logique de simulation thermomécanique

## 2.2 Modélisation thermique

Considérant chaque domaine  $\Omega_i$  défini par le substrat et la quantité de métal déposée, l'équation de la chaleur s'écrit en formulation lagrangienne :

$$\rho \frac{\partial \mathcal{H}(T)}{\partial t} - \nabla \cdot (\kappa \nabla T) = q \quad \forall x \in \Omega_i \quad (1)$$

Où  $T$  désigne la température,  $\mathcal{H} = \mathcal{H}(T)$  est l'enthalpie (par unité de volume),  $\kappa = \kappa(T)$  est la conductivité thermique supposée isotrope, et  $q=q(x,y,t)$  est la source volumique.

Afin de résoudre l'équation (1), il est nécessaire de lui associer une condition initiale telle que :

$$T = T_0 \quad \forall x \in \Omega_i, \quad t = t_0 \quad (2)$$

Et des conditions aux limites sur  $\partial\Omega$  telles que :

$$T = \bar{T} \text{ sur } \partial\Omega_T \quad (3)$$

$$-\kappa \nabla T \cdot \mathbf{n} = h_{env}(T - T_{env}) \text{ sur } \partial\Omega_c \quad (4)$$

Où  $\partial\Omega_T$  et  $\partial\Omega_c$  sont les frontières du domaine  $\Omega_i$  soumises respectivement à une température imposée et des échanges de type convectifs-radiatifs. Dans les précédentes équations,  $\bar{T}$  fait référence à la température estimée pour les gouttes tombant dans le bain de fusion (température imposée sur l'élément d'ajout de matière),  $T_{env}$  est la température ambiante avec  $h_{env}$  le coefficient d'échange et  $\mathbf{n}$  représente la normale extérieure par rapport à  $\partial\Omega$ .

D'autre part, le terme source  $q$  apparaissant dans l'équation de chaleur est modélisée via une Gaussienne volumique. Cette répartition volumique est bien adaptée dans le cas du procédé de soudage employé (MIG-CMT).

En considérant un volume fini de forme ellipsoïdale, la densité de flux volumique s'exprime telle que :

$$q(x, y) = Q_0 \frac{6\sqrt{3}}{a \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3(x - x_0)^2}{a^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3(y - y_0)^2}{b^2}\right) \quad (5)$$

Où les rayons  $a$ ,  $b$  et  $c$  sont les rayons de l'ellipsoïde pour lesquels l'énergie est égale à 5% du pic.

## 2.3 Modélisation mécanique

Les termes d'inertie étant négligés, à chaque pas de temps, le problème mécanique vérifie l'équation d'équilibre statique :

$$\text{div}(\sigma) + f_{volume} = 0 \quad (6)$$

De plus, sous hypothèses des HPP, la déformation totale incrémentale est calculée à partir des déplacements incrémentaux telle que :

$$\Delta\varepsilon^{tot} = \frac{1}{2}(\nabla_{\Omega_i}(\Delta u) + \nabla_{\Omega_i}^T(\Delta u)) \quad (7)$$

Où  $\Omega_i$  représente le domaine considéré pendant un intervalle de temps

Par ailleurs, la déformation totale incrémentale  $\Delta\varepsilon^{tot}$  se décompose en une part élastique mais également en parts inélastiques comme suit :

$$\Delta\varepsilon^{tot} = \Delta\varepsilon^E + \Delta\varepsilon^P + \Delta\varepsilon^{Th} + \Delta\varepsilon^V \quad (8)$$

Où  $\Delta\varepsilon^E$ ,  $\Delta\varepsilon^P$  et  $\Delta\varepsilon^{Th}$  sont respectivement les déformations incrémentales élastique, plastique et thermique.  $\Delta\varepsilon^V$  représente la déformation incrémentale viscoplastique qui est supposée nulle dans ce modèle. Les contraintes estimées à partir des déformations élastiques incrémentales s'écrivent telles que :

$$\Delta\sigma_{ij}^E = D_{ijlm} \cdot \Delta\varepsilon_{lm}^E \quad (9)$$

Où  $D_{ijlm}$  est la matrice de rigidité calculée à partir du module d'Young ( $E$ ) et du coefficient de Poisson ( $\nu$ ) :

$$D_{ijlm} = \frac{E}{1 + \nu} \left[ \frac{1}{2} (\delta_{ij}\delta_{lm} + \delta_{il}\delta_{jm}) + \frac{\nu}{1 - 2\nu} \delta_{ij}\delta_{lm} \right] \quad (10)$$

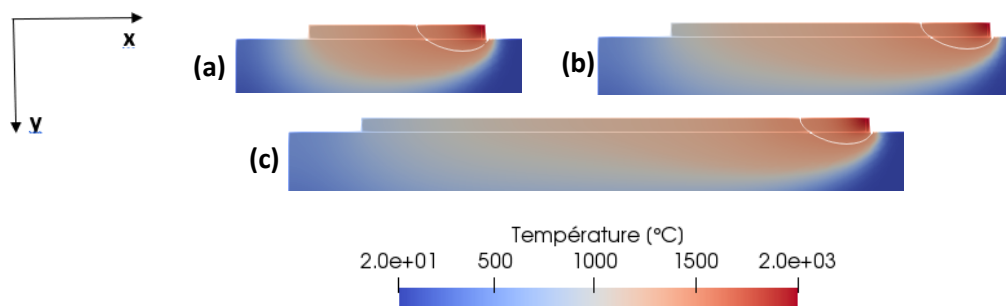
Où  $\delta$  est la fonction Dirac valant 1 pour  $i=j$  et  $l=m$ , 0 sinon. La modélisation des phénomènes plastiques utilise des propriétés mécaniques dépendantes de la température et le critère de plasticité de Von Mises. La déformation thermique incrémentale est calculée comme suit :

$$\Delta \varepsilon_{lm}^{Th} = \beta \delta_{lm} \Delta T \quad (11)$$

Où  $\beta$  est le coefficient de dilatation thermique et  $\Delta T$  l'incrément de température pris entre une température de référence  $T_{ref}$  pour laquelle la dilatation thermique est nulle et la température considérée à l'instant  $t$ .

### 3 Résultats et discussions

L'analyse thermique est présentée ci-dessous car il s'agit du phénomène physique clé qui génère les déformations et les contraintes résiduelles. La longueur et la pénétration du bain de fusion sont ajustées en modifiant les paramètres  $a$ ,  $b$  et  $c$  de la source de chaleur (Equation 5) afin d'avoir une zone fondue similaire à celle observée expérimentalement. A noter que la taille du bain est également dépendante du coefficient multiplicatif utilisé pour la définition de la conductivité à l'état liquide ainsi que de la vitesse de soudage. Dans ce modèle la conductivité en phase liquide (à partir de 1500 °C) est multipliée par 10 et la vitesse de soudage est de 6.5 mm.s<sup>-1</sup>. A partir de 3 secondes de simulation, un état thermique quasi-stationnaire est atteint ce qui se traduit par une forme du bain de fusion inchangée : la pénétration du bain de fusion dans le substrat est de 1.5 mm et sa longueur de 8.5 mm pour la première couche (Fig. 3). A l'avant de l'apport de matière (et du bain de fusion) les gradients thermiques sont élevés, de l'ordre de 1580 K/mm. Après chaque fin de cordon, un temps de refroidissement est appliqué jusqu'à ce que la température entre passes atteigne 20 °C sur les 5 cordons simulés.



**Fig.3** : Isotherme de fusion (ligne blanche) délimitant le bain de fusion à l'instant  $t=5s$  (a),  $t=8s$  (b), et  $t=12s$  (c) pour le 1<sup>er</sup> cordon

Les 5 cycles thermiques apparaissant au cours du dépôt des 5 cordons ont été relevés au point P1 situé au milieu du substrat, à 2 mm sous la surface du premier dépôt (Fig.4), et sont reportés en Fig.5. Au vu des thermogrammes, on constate que le substrat est soumis à un fort gradient de température. Lorsque la source de chaleur passe au-dessus de P1, la température augmente rapidement de 20 °C à plus de 1400 °C pour le 1<sup>er</sup> cordon. Ce pic de température n'est plus que de 600 °C pour le 5<sup>ème</sup> cordon. Ceci est normal puisque 4 cordons de 2mm d'épaisseur sont déposés et que le point P1 se trouve à 10 mm sous la surface.

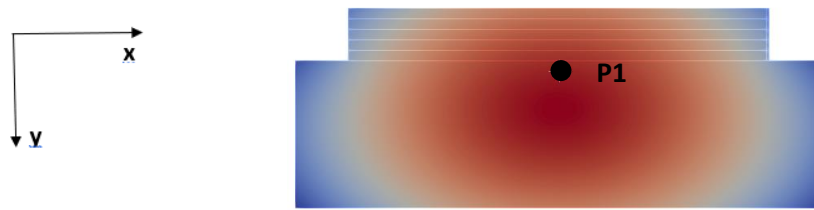


Fig.4 : Localisation du point P1

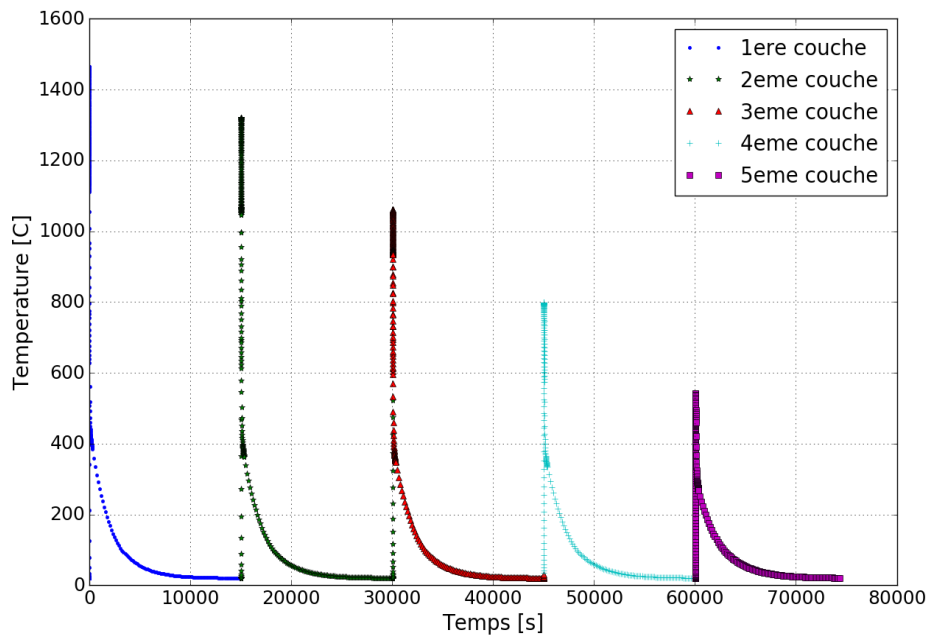
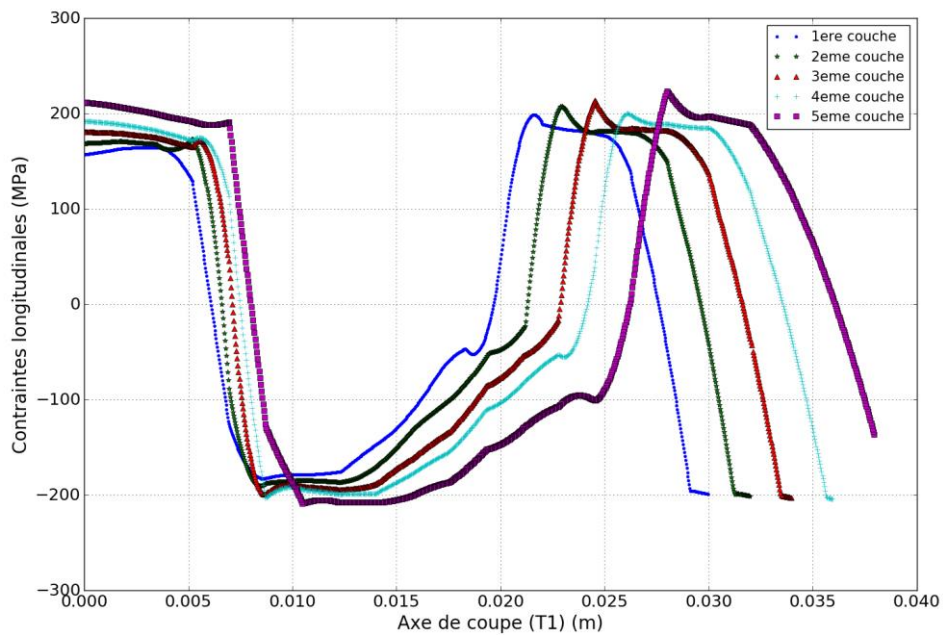


Fig.5 : Cycles thermiques relevés au point P1 situé dans le substrat, à 2 mm en dessous du premier cordon, durant le dépôt des 5 cordons.

Les champs de température calculés précédemment sont utilisés pour résoudre le problème mécanique et déterminer les déformations et les contraintes résiduelles après le dépôt de chaque cordon. L'analyse des contraintes résiduelles a été réalisée suivant un axe de coupe (T1) (Fig.6) qui se situe au milieu du substrat. Le graphique Fig.7 montre la répartition des contraintes résiduelles longitudinales pour les 5 cordons suivant (T1). On constate que cette répartition suit la même tendance pour chacun des cordons. La partie basse du substrat, entre  $0 \text{ mm} \leq y \leq 6 \text{ mm}$ , et les zones situées en dessous des cordons, entre  $20 \text{ mm} \leq y \leq 30 \text{ mm}$ , sont en traction tandis que la zone centrale du substrat, entre  $6 \text{ mm} \leq y \leq 20 \text{ mm}$ , ainsi que le cordon considéré sont en compression. Par ailleurs, on montre que l'empilement des cordons accroît la taille de la zone en compression dans le substrat, elle se situe entre  $6 \text{ mm} \leq y \leq 26 \text{ mm}$ , après le 5<sup>ème</sup> cordon. Pour la cinquième couche, la valeur maximale de contrainte atteinte est d'environ 270 MPa alors que la limite élastique est fixée à 287 MPa pour 20 °C.

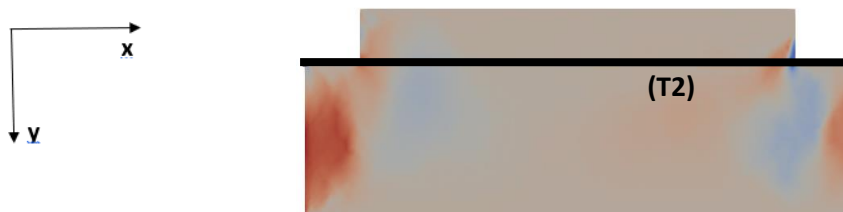


Fig.6 : Localisation de l'axe de coupe (T1)

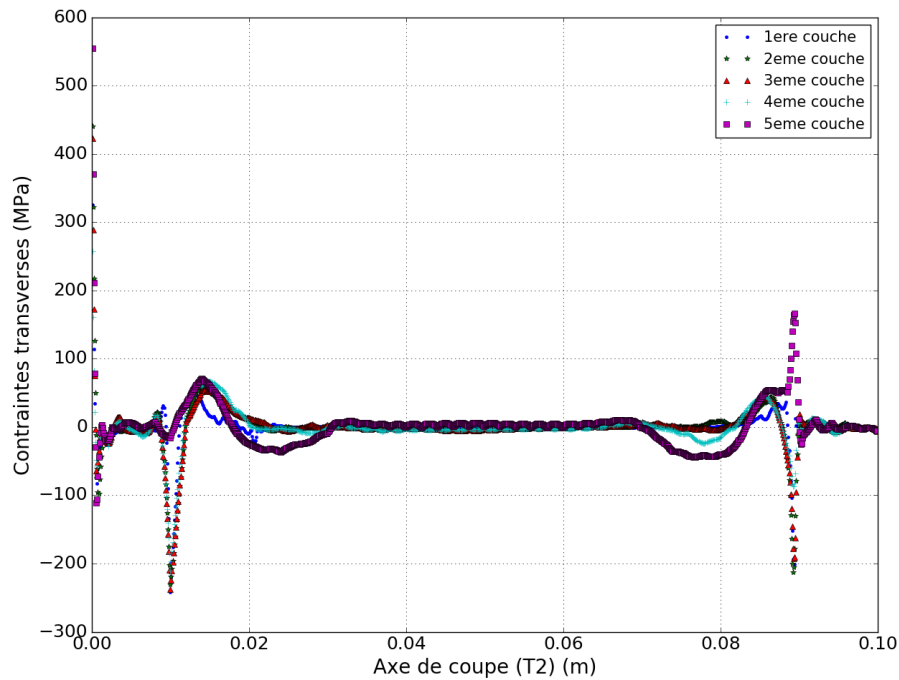


**Fig.7** : Contraintes résiduelles longitudinales (MPa) pour 5 cordons suivant l'axe de coupe (T1)

Une analyse des contraintes résiduelles transverses a également été menée suivant un axe de coupe (T2) (*Fig.8*) permettant de détacher le substrat des cordons déposés. Le graphique *Fig.9* montre que les contraintes résiduelles transverses sont faibles le long du cordon excepté à ses extrémités ( $x=10$  mm et  $x=90$  mm) et au niveau de l'encastrement ( $x=0$  mm). L'augmentation brutale des contraintes en début et fin de cordon est liée à l'établissement de phases transitoires violentes lors de l'allumage et de l'extinction de l'arc combinées à une discontinuité géométrique simplifiée par rapport à la géométrie réelle d'un cordon.

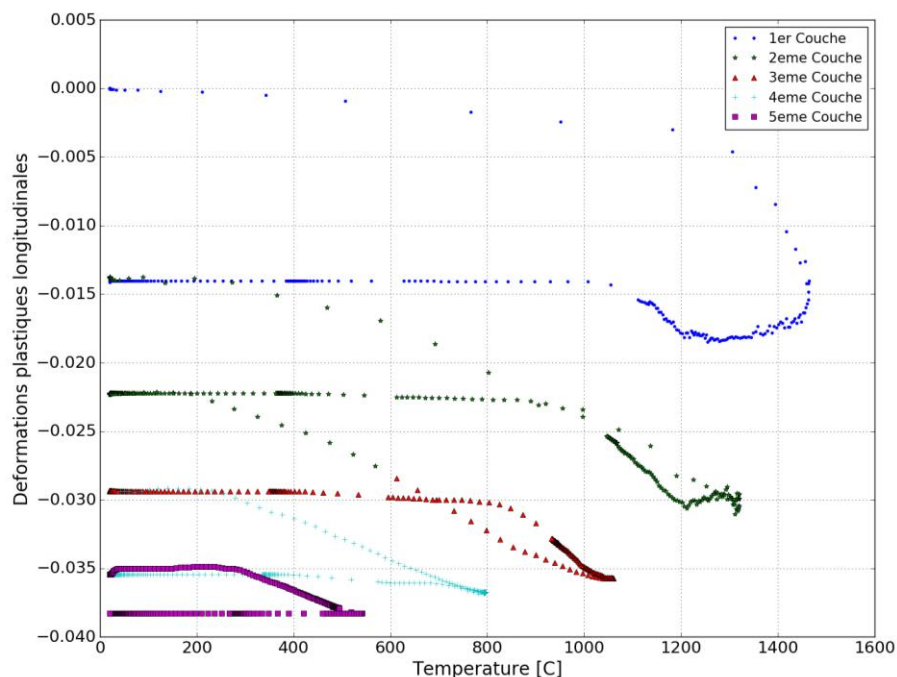


**Fig.8** : Localisation de l'axe de coupe (T2)



**Fig.9** : Contraintes résiduelles transverses (MPa) pour 5 cordons suivant l'axe de coupe (T2)

De plus, afin de déterminer si la structure plastifie, une analyse des déformations plastiques est réalisée. Le graphique *Fig.10* montre l'apparition de déformations plastiques longitudinales dans le substrat, en dessous des cordons (cf. localisation du point P1 en *Fig.4*). Cette déformation plastique vaut -0.040 après refroidissement de la 5<sup>ème</sup> couche au point P1. La déformation plastique au point P1 augmente lorsque la température augmente lors de l'arrivée de la source de chaleur (cf. histoire thermique du point P1 en *Fig.5*). Après le passage du pic de température (le point P1 a vu passer le bain fusion), la déformation plastique diminue puis se stabilise jusqu'à la fin du refroidissement.



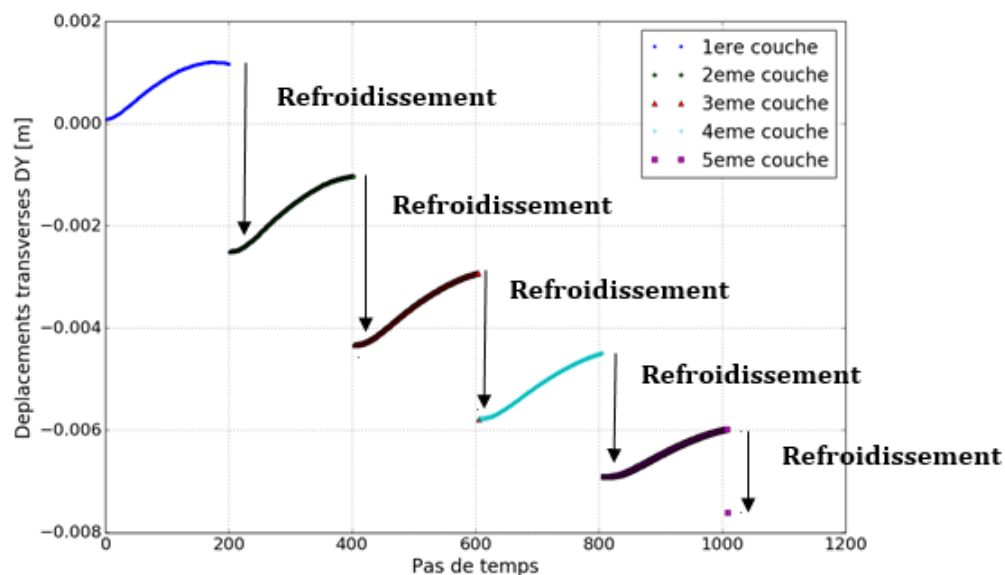
**Fig.10** : Evolution des déformations plastiques longitudinales en fonction de la température (°C) au point P1



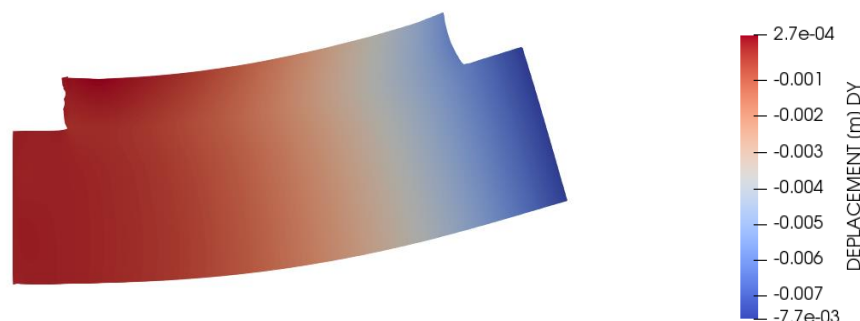
Enfin, le graphique *Fig.12* montre l'évolution des déplacements transverse au point P2 (*Fig.11*) pour les cinq cordons. La plaque et le(s) cordon(s) déposé(s) se comportent comme un corps rigide. Au cours du dépôt, l'ensemble plaque-cordon(s) a tendance à s'abaisser puis se soulève progressivement sous l'effet de la contraction thermique provoqué par le refroidissement. Le déplacement est maximal à la fin du refroidissement du premier cordon avec un déplacement maximal de 2.6 mm. La déformée observée est alors caractéristique de celle obtenue en soudage après refroidissement, à savoir un soulèvement de la plaque au niveau de ses extrémités (*Fig.13*). Ce soulèvement de la plaque peut expliquer la mise en compression du haut de chaque cordon observé en *Fig.7*.



**Fig.11** : Position du point P2



**Fig.12** : Evolution des déplacements (m) au cours du temps pour les 5 premiers cordons au point P2



**Fig.13** : Déformée de l'ensemble plaque-cordons après refroidissement de la 5<sup>ème</sup> couche (facteur d'échelle = 5)

## 4 Conclusion

Cette simulation thermomécanique permet d'obtenir des résultats en 2D avec un temps de calcul nettement inférieur à celui d'un modèle 3D. Les champs thermiques sont calculés en régime transitoire puis projetés sur un modèle mécanique prenant en compte un comportement élastoplastique avec écrouissage linéaire isotrope et restauration visqueuse. L'apport de matière est simulé grâce à la génération progressive d'un élément géométrique unitaire dimensionné suivant les paramètres procédés mis en jeu.

Les résultats mécaniques montrent que l'empilement des cordons de matière a un effet cumulatif sur les niveaux de contraintes résiduelles longitudinales. L'apparition de contraintes résiduelles dans la zone affectée thermiquement est la conséquence d'une plastification du matériau. Cette plastification est engendrée par des incompatibilités locales de déformations apparaissant sous l'effet des dilatations ou retraits thermiques pendant le dépôt des cordons de matière. La mise en sollicitation de la partie basse du substrat qui correspond à une zone non affectée thermiquement est potentiellement liée au phénomène de soulèvement de la plaque observé en fin de refroidissement. Les dimensions (et notamment la hauteur) de la plaque simulée devront être modifiées pour confirmer l'origine de cette sollicitation. Par ailleurs, les contraintes transverses libérées lors de la découpe du substrat suivant l'axe (T2) sont globalement assez faibles et présentent un profil classiquement observé avec de fortes discontinuités au niveau des zones d'allumage et d'extinction d'arc. Ces premiers résultats numériques restent néanmoins à confirmer avec un dispositif expérimental au plus proche de la configuration adoptée pour la simulation. Pour reproduire les comportements thermomécaniques simulés en 2D, les cordons de matière seront déposés sur l'épaisseur d'une plaque. L'instrumentation envisagée permettra d'avoir accès à la tension et l'intensité de soudage, à l'histoire thermique de certains points choisis dans le substrat, à la taille du bain de fusion ainsi qu'aux déformations générées pendant le procédé sur certaines zones bien déterminées.

## Références

- [1] D. Ding, Z. Pan, et al., Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2015) 81:465-481
- [2] Y. Ding, Z. Liu, et al., Experimental and Numerical Studies on Residual Stress in Wide Butt Welds, *Advances in Materials Science and Engineering*, Volume 2017, Article ID 1384305, 9 pages
- [3] J. Choi, J. Mazumder, Numerical and experimental analysis for solidification and residual stress in the GMAW process for AISI stainless steel, *Journal of materials science* 37 (2002) 2143-2158
- [4] M. R. Michael, D. V. Nelson, Determining residual stress through the thickness of welded plate, Mechanical Engineering Department, Stanford University, Stanford, California
- [5] P. Colegrove, C. Ikeagu, et al., Welding process impact on residual stress and distortion, *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(8) (2009) 717-725
- [6] J. Ding, P. Colegrove, et al., Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts, *Computational Materials Science* 50 (2011) 3315-3322
- [7] T. Mukherjee, W. Zhang, et al., An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing, *Computational Material Science* 126 (2017) 360-372
- [8] A. Anca, V. D. Fachinotti, et al., Computational modelling of shaped metal deposition, *Int. J. Numer. Meth. Engng.* 85 :84-106

- [9] J. Hu, H.L. Tsai, Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: The arc, *Int. J. of Heat and Mass Transfer* 50 (2007) 833-846
- [10] C.S. Wu, J. Chen, et al., Numerical analysis of both front- and back-side deformation of fully-penetrated CYAW weld pool surfaces, *Computational Materials Science* 39 (2007), 635-642
- [11] O. Demaison, Modélisation numérique d'un procédé de soudage hybride arc/laser en approche level set : application au soudage multi-passes de tôles d'acier de forte épaisseur, thèse, Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2013
- [12] L. Depradeux, Simulation numérique du soudage – Acier 316L Validation sur cas tests de complexité croissante, thèse, L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2004
- [13] S. ROKHLIN, A. GUU, A study of arc force, pool depression, and weld penetration during gas tungsten arc welding, *Welding Journal* 72(8) (1993) 391-390