

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



**UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 1**  
**FACULTE DE TECHNOLOGIE**  
**DEPARTEMENT DE MECANIQUE**

Projet de Fin d'Etudes  
Pour l'obtention du Diplôme de Master en Génie Mécanique  
Option : IMS

Titre :

**SIMULATION NUMERIQUE DU SOUDAGE – ACIER 316L**  
**VALIDATION SUR CAS TESTS DE COMPLEXITE CROISSANTE**

Proposé et encadré par :  
M.TEMMAR

Réalisé par :  
ZAHRA NOUR  
MOUHOUS ATMANE

Année universitaire 2019/2020

## **REMERCIEMENTS**

Au terme de ce travail, nous tenons à exprimer toute notre reconnaissance et remerciements à Monsieur Temmar.M, professeur à l'université Saad Dahleb Blida -1-, qui a fait preuve d'une grande patience et a été d'un grand apport pour la réalisation de ce travail. Ses conseils, ses orientations, sa disponibilité ainsi que son soutien moral et scientifique nous ont permis de mener à terme ce projet. Son encadrement était des plus exemplaires, qu'elle trouve ici, le témoignage d'une profonde gratitude.

Nos sincères remerciements s'adressent aussi à :

Monsieur Temmar.M chef de département de génie mécanique.

Monsieur chef d'option qui nous a donnée l'accès aux études dans ce master, je remercie infiniment pour sa gentillesse et son esprit de recherche, mes respectueuses considérations.

Je remercie également toute l'équipe pédagogique du département génie mécanique (19).

## DEDICACE

Nous dédions ce modeste travail

A mes parents **ZAHRA OMAR** et **ARRACHI KHEIRA**, tous les hommages ne pourront être à la hauteur de l'amour qu'ils ne cessent de me procurer que dieu leur accord une bonne santé et une longue vie.

A mon frère **ZAHRA KENZ** qui a su être d'un soutien moral et à tous les moments d'enfance passés avec toi mon frère, en gage de ma profonde estime pour l'aide que tu m'as apporté. Tu m'as soutenu, réconforté et encouragé. Puissent nos liens fraternels se consolider et se pérenniser encore plus.

A toute ma famille

Aucun langage ne saurait exprimer mon respect et ma considération pour votre soutien et encouragements. Je vous dédie ce travail en reconnaissance de l'amour que vous m'offrez quotidiennement et votre bonté exceptionnelle. Que Dieu le Tout Puissant vous garde et vous procure santé et bonheur.

A mes amies **ABDELBARIE**, **ALLAEDDINE**, **AYEMENE** et **NESRINE**, Je ne peux trouver les mots justes et sincères pour vous exprimer mon affection et mes pensées, vous êtes pour moi des frères et des amis sur qui je peux compter. En témoignage de l'amitié qui nous unit et des souvenirs de tous les moments que nous avons passés ensemble, je vous dédie ce travail et je vous souhaite une vie pleine de santé et de bonheur.

**NOUR**

A mes parents **MOUHOUS SAID** et **CHAOUCHI SAMIRA** Aucune dédicace, aucun mot ne pourrait exprimer à leur juste valeur la gratitude et l'amour que je vous porte. Je mets entre vos mains, le fruit de longues années d'études, de votre amour de votre tendresse, de longs jours d'apprentissage. Votre soutien et votre encouragement m'ont toujours donné de la force pour persévérer et pour prospérer dans la vie. Chaque ligne de cette thèse chaque mot et chaque lettre vous exprime la reconnaissance, le respect, l'estime et le merci d'être mes parents.

Mes ami(e)s et mes collègues, vous êtes pour moi des frères et des amis sur qui je peux compter. En témoignage de l'amitié qui nous unit et des souvenirs de tous les moments que nous avons passés ensemble, je vous souhaite tous un avenir plein de succès.

**ATMANE**

## RESUME

Cette étude vise à la prédiction par simulation numérique des distorsions et contraintes résiduelles générées par une opération de soudage. Le cas particulier du soudage TIG sur acier 316L. Afin d'étudier de façon progressive les difficultés de modélisation qui doivent être pris en compte dans le cadre de la simulation numérique du soudage, une étude à la fois expérimentale et numérique est effectuée sur différents types d'essais de complexité croissante, allant d'un cas test uniaxial jusqu'à un cas test entièrement tridimensionnel. En premier lieu, des tests unidimensionnels sont effectués sur des spécimens pour lesquels les champs de température et de contraintes sont macroscopiquement homogènes dans la zone d'étude. Ce type de tests, très utile en vue de valider différentes lois de comportement, permet en outre l'étude du comportement thermomécanique de l'acier lorsque celui-ci est soumis à des cycles thermiques similaires à ceux qui interviennent dans la Zone Affectée Thermiquement lors d'une opération de soudage. Après quoi, des tests qui mettent en jeu des gradients de températures et de contraintes sont effectués sur des structures bi-dimensionnelles axi-symétriques, afin d'étudier les effets de structure et les problèmes liés à la présence d'une zone fondue. Enfin, un test plus représentatif d'une véritable opération de soudage, faisant intervenir une source de chaleur mobile, intègre les effets tridimensionnels. Des simulations numériques, conformes aux essais réalisés, sont réalisées en parallèle avec le logiciel d'éléments finis *code\_Aster* (EDF). L'analyse comparative entre résultats expérimentaux et numériques pour chaque type de test permet de juger de l'aptitude du code de calcul utilisé à prédire distorsions et contraintes résiduelles, et des analyses paramétriques permettent d'étudier la sensibilité des résultats aux données matériau, à la loi de comportement utilisée, ou encore à la modélisation de l'apport de chaleur.

## ABSTRACT

The aim of this study is the prediction with numerical simulation of residual stresses and distortions generated by the welding process. The special case of the TIG welding process on 316L steel. In order to investigate phenomena and difficulties that must be taken into account for the numerical simulation of the welding process, a parallel experimental and numerical study is carried out on different kind of tests, of increasing complexity, from one dimensional to three-dimensional. As first step, one-dimensional tests are led on round bar specimen for which temperatures and stresses are macroscopically homogeneous in the studied zone. These tests investigate the thermo-mechanical behavior of the steel, when submitted to thermal cycles similar to those that occur in the Heat Affected Zone during welding. This kind of test is also very useful for the validation of different constitutive equations. As second step, axi-symmetrical tests are led on simplified structures in order to investigate the structure effect and problems due to the presence of a weld pool. Lastly, a test more representative of a real welding operation, which involves a moving heat source, integrates the three-dimensional effect. In parallel, numerical simulations are performed for each test, using the finite element code *code\_Aster* (EDF). Comparative analysis between experimental and numerical results allows the assessment of the ability of the numerical code to predict residual stresses and distortions, and parametric analysis allow us to investigate the sensitivity of numerical results to material characteristic data, constitutive equation, or modeling of the heat input.

## ملخص

الهدف من هذه الدراسة هو التنبؤ بالمحاكاة العددية للضغوط المتبقية والتشوهات الناتجة عن عملية اللحام. يتم النظر في الحالة الخاصة لعملية اللحام TIG على الفولاذ L316. من أجل التحقيق في الظواهر والصعوبات التي يجب أن تؤخذ في الاعتبار للمحاكاة العددية لعملية اللحام ، يتم إجراء دراسة تجريبية وعددية متوازية على أنواع مختلفة من الاختبارات ، ذات تعقيد متزايد ، من بعد واحد إلى ثلاثي الأبعاد. كخطوة أولى ، يتم إجراء الاختبارات أحادية البعد على عينة قضبان مستديرة تكون درجات الحرارة والضغوط فيها متجانسة ظاهرياً في المنطقة المدروسة. تبحث هذه الاختبارات في السلوك الميكانيكي الحراري للفولاذ ، عند إخضاعها لدورات حرارية مشابهة لتلك التي تحدث في المنطقة المتأثرة بالحرارة أثناء اللحام. هذا النوع من الاختبار مفيد أيضاً للتحقق من صحة المعادلات التأسيسية المختلفة. كخطوة ثانية ، يتم إجراء اختبارات التناظر المحوري على هياكل مبسطة من أجل التحقيق في تأثير الهيكل والمشاكل الناتجة عن وجود حوض لحام. أخيراً ، اختبار أكثر تمثيلاً لعملية اللحام الحقيقية ، والذي يتضمن مصدر حرارة متحرك ، يدمج التأثير ثلاثي الأبعاد. في موازاة ذلك ، يتم إجراء عمليات محاكاة عددية لكل اختبار ، باستخدام كود العنصر المحدود (EDF) code\_Aster. يسمح التحليل المقارن بين النتائج التجريبية والرقمية بتقييم قدرة الكود العددي على التنبؤ بالضغوط والتشوهات المتبقية ، ويسمح لنا التحليل البارامترى بالتحقيق في حساسية النتائج العددية لبيانات الخصائص المادية أو المعادلة التأسيسية أو نمذجة المدخلات الحرارية.

# SOMMAIRE

## Table des matières

Introduction générale.....	1
Chapitre 1 .....	2
Généralités sur le soudage .....	2
I. Introduction.....	2
II. Procédés de soudage.....	2
III. Conclusion sur les transferts thermique lors du soudage TIG .....	6
Chapitre 2 .....	7
Les aciers inoxydables .....	7
I. Introduction.....	7
II. Les familles des aciers inoxydables .....	7
III. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables.....	9
IV. Les procédés utilisés pour le soudage des aciers inoxydables .....	10
V. Caractéristiques métallurgiques du 316L.....	10
VI. Les Traitements Thermiques .....	13
VII. Matériau et éprouvettes .....	17
VIII. Conclusion .....	18
Chapitre 3 .....	19
Essais et validations sur structures 2D axisymétriques.....	19
I. Introduction.....	19
II. ESSAIS ET VALIDATIONS SUR STRUCTURES 2D AXISYMETRIQUES .....	19
III. EPROUVETTES ET DISPOSITIF EXPERIMENTAL .....	19
IV. SIMULATIONS NUMERIQUES - MISE EN DONNEES .....	25
V. ANALYSE COMPARATIVES CALCUL-EXPERIENCE .....	30
VI. Conclusion .....	38
Chapitre 4 .....	40
Essais et validations sur structures 3D soudées en repère mobile .....	40
I. Introduction.....	40
II. Moyens expérimentaux.....	40
III. Types d'essais réalisés .....	44
IV. Simulations numériques : objectifs .....	50
V. SIMULATIONS NUMERIQUES TRI-DIMENSIONNELLES : MISE EN DONNEES .....	50
VI. Analyses comparatives calcul-expérience.....	53
VII. Résumé et conclusion.....	63

Conclusion générale .....	65
Références bibliographique .....	66



## LISTE DES FIGURES

<b>Figure 1</b> : Principe de l'application de la torche du procédé TIG. [3].....	3
<b>Figure 2</b> : Transfert d'énergie en procédé TIG [2] .....	4
<b>Figure 3</b> : Structure de l'arc électrique [2] .....	5
<b>Figure 4</b> : Différentes zones d'un joint soudé en 316L .....	12
<b>Figure 5</b> : cycle des traitements thermiques [5].....	14
<b>Figure 6</b> : Le traitement de revenu.....	16
<b>Figure 7</b> : Vue du dispositif et géométrie des éprouvettes [2].....	18
<b>Figure 8</b> : dispositif expérimental et mesures réalisées .....	20
<b>Figure 9</b> : Types d'essais réalisés .....	24
<b>Figure 10</b> : Disques épais / soudage TIG.....	25
<b>Figure 11</b> : évolution de la conductivité (a) et du produit $\rho C_p$ (b) en fonction de la température d'après différentes bases de données .....	26
<b>Figure 12</b> : flux absorbé dans le cas du disque mince(a) et épais (b-3tirs).....	27
<b>Figure 13</b> : variation temporelle du flux absorbé (disque mince) pour différentes distances par rapport au centre du disque .....	27
<b>Figure 14</b> : Evolution spatiale (a) et temporelle (b) du flux modélisé.....	29
<b>Figure 15</b> : Evolution temporelle des températures, calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures ; Disque mince sous transitoire thermique unique .....	30
<b>Figure 16</b> : Evolution temporelle des températures calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures ; Disque épais sous transitoire thermique multiple.....	31
<b>Figure 17</b> : Températures calculées et mesurées face inférieure pour différents rayons ( $r = 0, 10, 20, 30, 50\text{mm}$ ); disque ep.12 mm.....	32
<b>Figure 18</b> : Températures calculées et mesurées face supérieure ( $r = 10, 20, 30, 40\text{mm}$ ) ; disque ep.12 mm.....	32
<b>Figure 19</b> : Macrographie et isothermes de températures en fin de chauffage; disque ep. 12 mm.....	32
<b>Figure 20</b> : (a) isovalues de températures et gradients spatiaux de températures en fin de chauffage selon un rayon en face supérieure et inférieure ; (b) comparaison de la limite de la zone fondue observée d'après macrographie et de l'isotherme calculée à $1475^\circ\text{C}$ .....	33
<b>Figure 21</b> : Gradients spatiaux de températures en face inférieure pour différents instants.....	33
<b>Figure 22</b> : Gradients spatiaux de températures en face supérieure pour différents instants.....	33
<b>Figure 23</b> : Evolution temporelle des températures, calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures; Disque épaisseur 15 mm .....	34
<b>Figure 24</b> : comparaison des limites de la Zone Fondue observée sur la macrographie aux isothermes calculées à $1475^\circ\text{C}$ à la fin de la phase de chauffage, dans le cas de la méthode inverse et dans le cas du calcul direct en supposant une répartition gaussienne. ....	34
<b>Figure 25</b> : Evolution temporelle des déplacements axiaux transitoires calculés et mesurés au centre et à 30mm du centre .....	35
<b>Figure 26</b> : Déformée finale calculée et mesurée (face inférieure et supérieure) .....	35
<b>Figure 27</b> : Influence du mouvement de flexion sur la formation des contraintes .....	37
<b>Figure 28</b> : dimensions des éprouvettes.....	41
<b>Figure 29</b> : Dispositif expérimental : position des sections instrumentées et des points d'appuis .....	41
<b>Figure 30</b> : Position des capteurs de déplacements : Verticaux (D1, D3, D6, D7, D4, D5) et latéraux (D2, D8) et zone de mesure de corrélation d'image.....	43
<b>Figure 31</b> : Paramètres de soudage pour les deux tests : a) intensité ; b) tension.....	44
<b>Figure 32</b> : Zones fondues observées pour le test n°2 ( $V=40\text{mm/min}$ ).....	46

<b>Figure 33</b> : Zones fondues observées pour un test similaire au test n°1 (V = 60mm/min).....	46
<b>Figure 34</b> : Evolution des déplacements verticaux en fonction du temps dans les sections SD1, SD2, SD3 : a) Capteurs D1, D3 ; b) Capteurs D6, D7 ; c) Capteurs D4, D5 .....	47
<b>Figure 35</b> : Evolution des déplacements verticaux en fonction du temps dans les sections SD1, SD2, SD3 : a) Capteurs D1, D3 ; b) Capteurs D6, D7 ; c) Capteurs D4, D5 .....	48
<b>Figure 36</b> : Déformée test 1 et 2 section SD1, SD2.....	48
<b>Figure 37</b> : Contraintes résiduelles longitudinales mesurées en face inférieure par diffraction de rayons X, pour deux sections transversales à la ligne de soudage – Test n°1.....	49
<b>Figure 38</b> : Contraintes résiduelles transversales mesurées en face inférieure par diffraction de rayons X, pour deux sections transversales à la ligne de soudage – Test n°1.....	49
<b>Figure 39</b> : Maillage utilisé pour les calculs tridimensionnels .....	51
<b>Figure 40</b> : Evolutions de températures en fonction du temps, en face supérieure, (Y = 0, 8, 10, 20, 50mm) et inférieure (Y =0, 8, 11, 20, 35mm); Test n°1 (V=60mm/min) .....	53
<b>Figure 41</b> : comparaison des zones fondues calculées aux relevés macrographiques .....	54
<b>Figure 42</b> : Déformée calculée pour différents instants ; Test n°2 .....	55
<b>Figure 43</b> : Déformée calculée pour différents instants ; Test n°1 .....	55
<b>Figure 44</b> : Isovaleurs de contraintes résiduelles – test n°1 .....	56
<b>Figure 45</b> : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test 1 .....	58
<b>Figure 46</b> : Contraintes résiduelles transversales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test 1 .....	58
<b>Figure 47</b> : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D1) ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations EVP et EP avec écrouissage isotrope ou cinématique - Test 1 .....	59
<b>Figure 48</b> : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations EP avec écrouissage isotrope ou cinématique – Test 1.....	59
<b>Figure 49</b> : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations 2D et 3D - Test n°1 .....	60
<b>Figure 50</b> : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test1 .....	61
<b>Figure 51</b> : isovaleurs de contraintes en cours de soudage (à t = 200s) – test n°1.....	62
<b>Figure 52</b> : isovaleurs de contraintes résiduelles – test n°1 .....	62

## LISTE DES TABLEAUX

<b>Tableau 1</b> : Propriétés mécaniques des aciers inoxydables [4] .....	9
<b>Tableau 2</b> : Limites de composition chimique de l'acier 316L [5] .....	10
<b>Tableau 3</b> : Composition chimique du 316L considéré dans cette étude [2].....	17
<b>Tableau 4</b> : Vue du dispositif et géométrie des éprouvettes [2] .....	20
<b>Tableau 5</b> : dispositif expérimental et mesures réalisées.....	23
<b>Tableau 6</b> : Disque épais sous chargement multiple .....	23
<b>Tableau 7</b> : Disques épais / soudage TIG.....	25
<b>Tableau 8</b> : nombre d'éléments. ....	25
<b>Tableau 9</b> : paramètres thermophysiques en fonction de la température .....	26
<b>Tableau 10</b> : intervalle de fusion et chaleur latente.....	28
<b>Tableau 11</b> : flux absorbé en face supérieure (rendement de 80%).....	29
<b>Tableau 12</b> : Contraintes résiduelles (radiales égales aux circonférentielles) au centre de la face inférieure du disque sous transitoire thermique multiple .....	37
<b>Tableau 13</b> : Spécificité des tests réalisés .....	44
<b>Tableau 14</b> : Comparaison des temps de calculs mécaniques pour les différentes modélisations .....	64

## **Introduction générale**

Dans le cadre de cette étude, une analyse sur l'acier inoxydable sera élaborée. L'acier inoxydable 316L, qui contient Cr et Ni comme principaux éléments d'addition, possède de bonnes caractéristiques mécaniques et bénéficie d'un bon durcissement structural, via une décomposition complexe faisant intervenir aussi bien des phases stables que métastables. Son utilisation dans le domaine de l'industrie aéronautique est l'automobile etc.

Lors du processus de soudage en TIG du matériau, un gradient de température se crée entre le métal de base et la zone fondue. Ainsi, les variations de gradient de température vont engendrer des structures métallographiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones du cordon de soudure. Elle nécessite aussi l'utilisation des essais de microdureté et de résilience afin d'évaluer la qualité de la soudure, de caractériser l'interaction entre le matériau et le procédé de soudage, et de fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

L'objectif de cette thèse est d'étudier l'évolution de la microstructure et de récapituler les démarches classiques généralement adoptées pour la simulation numérique du soudage avec des codes de calculs industriels, dans le cas particulier du procédé TIG et du soudage sur acier type 316L, et de la texture dans les soudures de l'acier inoxydable austénitique et l'évolution des propriétés mécanique à 316L, et de mettre en évidence l'effet des traitements thermiques sur ces deux caractéristiques.

A l'issue de cette étude, le programme d'expérimentation et de simulations numériques nous permettant de qualifier l'aptitude des codes de calculs à prédire de façon robuste contraintes et distorsions de soudage, sur la base de comparaisons calcul-expérience intégrant de façon progressive les différents phénomènes Thermiques, Métallurgiques et Mécaniques intervenant lors du soudage TIG sur acier 316L.

# Chapitre 1

## Généralités sur le soudage

### I. Introduction

Les pièces mécaniques (appareils, machines,...) sont obtenues par plusieurs procédés : moulage, assemblage, (laminage, forgeage, estampage, ...) ou usinage (coupe des métaux).

Ces techniques assurent la continuité des pièces à assemblé contrairement au rivetage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques ou chimiques.

Au fur et à mesure de la diversification et de l'évolution des procédés, on a peu utilisé le terme de soudage. Qui consiste à réunir deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler.

Le soudage des métaux est une technique d'assemblage permanent qui établit la continuité métallique entre les pièces soudées. La soudure est le nom donné au joint formé par la fusion des bords des pièces à souder entre elles, avec ou sans adjonction d'un métal d'apport. La soudure peut donc être le résultat du seul mélange des métaux de base (les métaux à souder) ou du mélange des métaux de base et d'un métal d'apport. Beaucoup de métaux sont soudables moyennant des études préalables et la mise au point de modes opératoires spécifiques ; citons les aciers, le cuivre, l'aluminium, le nickel et leurs alliages.

### II. Procédés de soudage

#### II.1 Définition

Le soudage est une opération consistant à assembler deux éléments métalliques, par fusion et re-solidification. il permet d'assurer la continuité mécanique entre les parties à assembler avec ou sans l'aide d'un produit d'apport permettant un meilleur lien entre les pièces. Dans le cas de l'utilisation d'un métal d'apport, ce composé doit avoir des propriétés au moins égales et une température de fusion du même ordre de grandeur que celle des matériaux à assembler.

Le soudage est aussi une opération de micro-métallurgie consistant à exécuter un cordon fondu liant les bords de deux pièces ; il est dit homogène quand ces deux pièces, ainsi que l'état du métal d'apport du joint, ont une composition chimique identique ou voisine, et hétérogène dans les autres cas. Il constitue un moyen privilégié d'assemblage pour toute construction faisant intervenir des matériaux métalliques. Il a pour objet d'assurer la continuité de la matière à assembler. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique. [1]

## II.2 Le procédé de TIG

### II.2.1 Principe du soudage TIG

Le soudage TIG (Tungstène Inerte Gaz), également appelé GTAW (Gaz Tungstène Arc Welding) aux Etats-Unis, est un procédé de soudage dit « par fusion ». Le principe du TIG est de créer un arc électrique entre une électrode réfractaire (c'est à dire non fusible) en tungstène et la pièce à souder.

L'électrode et le bain fondu sont protégés contre l'oxydation de l'air par un bouclier de gaz inerte, généralement de l'argon pur. Parfois un mélange Argon-Hélium est utilisé pour augmenter la pénétration du bain de fusion, l'ajout d'Hélium permettant d'augmenter la tension d'arc en raison du potentiel d'ionisation plus élevé de celui-ci. L'Hydrogène, parfois présent dans le mélange gazeux, joue un rôle similaire à l'Hélium.

Le TIG est un procédé facilement mécanisable. Il est très utilisé, entre autre, dans l'industrie nucléaire pour la réalisation des tuyauteries de circuit primaire des centrales nucléaires de type REP. Le TIG est en effet bien adapté pour la fabrication de tubes roulés soudés en acier inoxydable austénitique. Dans ce cas on utilise le courant continu avec pôle positif relié à la pièce à souder (polarité directe), qui permet de localiser le plus grand apport de chaleur sur le métal à fondre. [2]

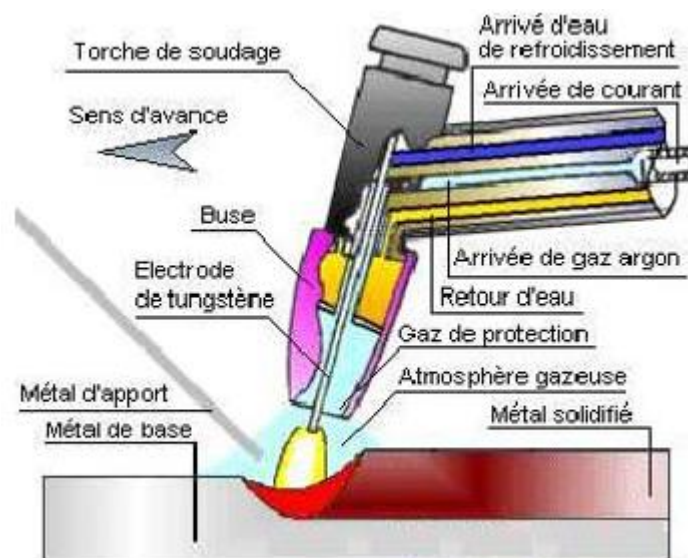
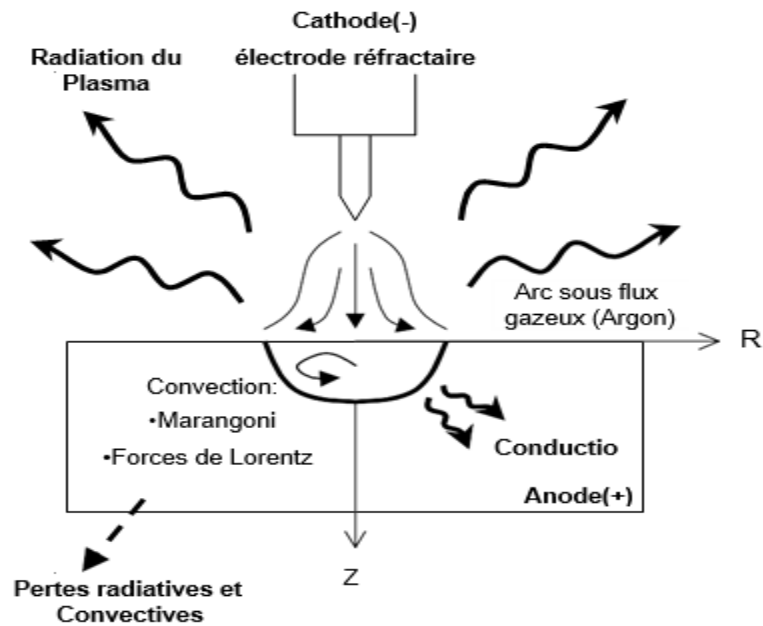


Figure 1 : Principe de l'application de la torche du procédé TIG. [3]



**Figure 2 :** Transfert d'énergie en procédé TIG [2]

## II.2.2 L'arc électrique

### II.2.2.1 Plasma et apport d'énergie

La différence de potentiel entre anode (pièce à souder) et cathode (électrode) crée un courant électrique, qui engendre un champ magnétique auto-induit. Ce champ magnétique crée à son tour des forces de Lorentz qui vont entraîner le gaz en projection vers la surface de la pièce. Ce gaz possède une résistance électrique. L'énergie produite par effet Joule, due au passage du courant, va garder le gaz dans un état ionisé (plasma), à haute température. C'est l'énergie calorifique provenant de ce plasma, constitué d'électrons, de particules lourdes (ions, atomes de gaz de protection), d'éléments métalliques vaporisés, et possédant une forte conductivité électrique, qui permet de faire fondre la pièce. Le plasma agit donc à la fois comme un flux de chaleur à la surface et comme une source de courant non uniforme à travers le métal de base.

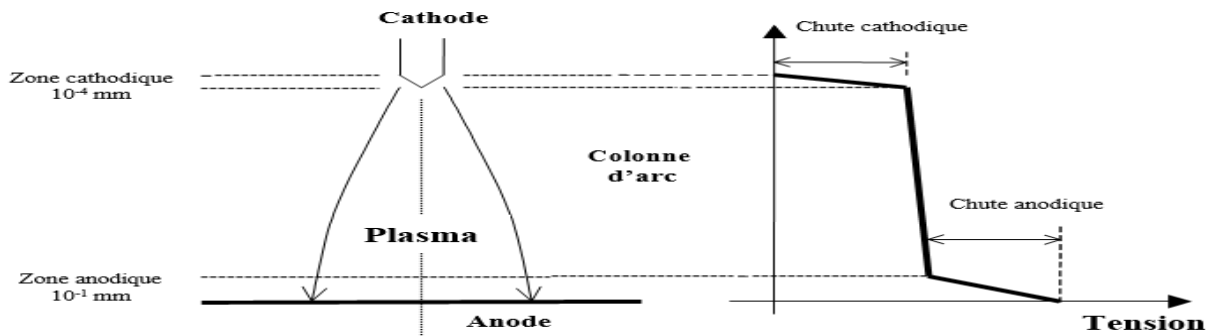
### II.2.2.2 Répartition d'énergie dans la colonne d'arc

La puissance totale dépensée dans l'arc est égale au produit de la chute de tension existant entre l'électrode et la pièce à souder et de l'intensité circulant dans l'arc ( $P = UI$ ). On distingue trois régions en fonction de la façon dont se répartit cette chute de tension :

La zone cathodique (épaisseur de l'ordre du micron) de laquelle sont émis les électrons qui représentent la majeure partie de l'intensité du courant

La zone anodique (épaisseur analogue), de laquelle sont émis les ions qui participent eux aussi au courant de l'arc. A la surface du bain de fusion, le flux d'électrons en provenance de la cathode exerce une forte pression sur la surface de l'anode (c'est la « poussée d'arc »)

La colonne d'arc (de quelques millimètres) est constituée du plasma, qui est la véritable source de chaleur. La hauteur d'arc est donc un paramètre très important en soudage TIG, puisqu'il conditionne la chute de tension entre l'électrode et la pièce, et donc l'énergie déposée. A intensité constante, la tension peut être reliée quasi linéairement à la hauteur d'arc.



**Figure 3** : Structure de l'arc électrique [2]

### II.2.2.3 Le bain fondu :

Le bain de fusion créé lors du soudage TIG (éventuellement alimenté par un apport extérieur de matière) est le siège de processus thermophysiques très complexes mettant en jeux des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants.

Poussée d'arc à la surface du bain

Lors du soudage, la surface libre du bain, en contact avec l'atmosphère protectrice gazeuse subit les actions combinées de l'arc et du gaz. La poussée d'arc à la surface, liée au flux d'électrons en provenance de la cathode, et influencée par les forces électromagnétiques, conditionne les mouvements de convection dans le bain. Les mouvements de convection dans la zone fondue entraînent à leur tour également une déformation de la surface libre, accentuée si la source de chaleur est en mouvement.

L'ensemble de ces phénomènes thermofluides couplés dans la Zone fondue, peut entraîner au final une grande variabilité de la forme du front de fusion (soudures « tête de clou »), et de la répartition des transferts thermiques dans la partie liquide et solide



### **III. Conclusion sur les transferts thermique lors du soudage TIG**

Le chauffage de la pièce à souder, et la création d'un bain de fusion, résultent de phénomènes thermophysiques complexes. L'arc électrique, et surtout le plasma de couverture, transmettent à la surface de la pièce un flux de chaleur intense. Une partie de l'énergie émise est perdue par convection et rayonnement autour de la colonne d'arc.

L'énergie qui pénètre dans la pièce crée un bain de fusion. Dans ce bain de fusion, la chaleur se transmet par conduction, mais également par convection, cette dernière influençant tout particulièrement la forme du front de fusion. En outre, à la frontière liquide-solide, le flux de conduction qui passe de la partie liquide à la partie solide subit en outre une discontinuité, égale à la chaleur latente de changement de phase.

Dans la partie solide, les transferts de chaleur se font par conduction uniquement. Sur les bords solides de la pièce, les échanges avec l'environnement sont de types radiatifs et convectifs.

Dans la troisième partie de ce chapitre, nous verrons que les codes de calculs industriels ne peuvent généralement modéliser que la conduction de la chaleur, et pas la convection. Nous rappellerons alors les hypothèses adoptées pour représenter au mieux l'apport de chaleur provenant du TIG.

Avant d'aborder le problème de la modélisation de l'opération de soudage proprement dite, et de ses conséquences thermiques et mécaniques, nous allons présenter dans la partie suivante les caractéristiques principales de l'acier 316L, que nous considérerons tout au long de cette étude.

## **Chapitre 2**

### **Les aciers inoxydables**

#### **I. Introduction**

L'acier inoxydable, couramment appelé acier inox ou inox, a un grand rôle dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industries mécaniques, agroalimentaires, chimiques, transports, médecine, chirurgie, etc. C'est une famille d'aciers, alliages de fer et de carbone, auxquels on ajoute essentiellement du chrome qui, au-delà de 10,5 % en solution (selon la teneur en carbone) dans la matrice, provoque la formation d'une couche protectrice d'oxyde de chrome qui confère à ces aciers leur inoxydabilité.

#### **II. Les familles des aciers inoxydables**

Les aciers inoxydables peuvent être classés de diverses manières selon les critères de classification considérés (la composition chimique, les méthodes d'élaboration, la structure du demi-produit final avant utilisation). La classification qui est de loin la plus utilisée est celle tenant compte de la structure qui, associée à la composition chimique, permet de définir le plus complètement les grandes familles d'aciers inoxydables que sont :

Les aciers inoxydables peuvent être classés en quatre grandes familles possédant chacune leurs propres caractéristiques.

- Les aciers inoxydables austénitiques
- Les aciers inoxydables martensitiques
- Les aciers inoxydables ferritiques
- Les aciers inoxydables austéno-ferritique également appelés « duplex »

##### **II.1 Aciers inoxydables austénitiques**

La particularité de ces aciers réside en deux caractéristiques découlant de leur structure :

La phase austénitique, cubique à faces centrées, possède de nombreux systèmes de plans de glissement actifs, ce qui lui confère une grande ductilité et l'absence de fragilité même aux températures cryogéniques ;

Cette austénite est instable à la température ordinaire et tend à se transformer, durant la déformation, en martensite (en fonction du taux de nickel et de carbone). L'apparition de ce constituant dur renforce l'alliage et lui permet de supporter de très grandes contraintes, donc recule l'apparition de la rupture (d'où un grand allongement).

##### **II.2 Aciers inoxydables martensitiques**

La phase martensite est d'une grande dureté, donc peu ductile. Il s'ensuit que les aciers inoxydables martensitiques ne sont pas adaptés au formage à froid ; ils sont surtout utilisés en

coutellerie où la mise en forme relève essentiellement du matriçage ou de l'estampage. On peut néanmoins considérer qu'ils peuvent subir des pliages légers (on peut redresser une lame de couteau tordue).

### **II.3 Aciers inoxydables ferritiques**

Les aciers inoxydables ferritiques contiennent de 11 à 27% de chrome et peu de nickel. Ils ne peuvent pas être durcis par traitement thermique mais peuvent l'être modérément par écrouissage. Ces aciers sont magnétiques et ont une ductilité moyenne et une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation [2].

Ils ont, comme leur nom l'indique, une structure ferritique qui les rapproche des aciers doux préalablement étudiés ; ils se prêtent donc bien à l'emboutissage. On distingue deux catégories :

- les aciers dits semi-ferritiques
- les aciers stabilisés au titane ou au niobium

Les aciers ferritiques peuvent être, à des degrés variables, sujets à deux défauts d'aspect apparaissant après formage, qui peuvent obliger à polir les pièces atteintes : la vermiculure due à la présence d'un palier de limite d'élasticité et le cordage, ou encore chiffonnage, qui consiste en une hétérogénéité de déformation longitudinale résultant de ségrégations. Les aciers stabilisés y sont moins sensibles.

Il est souhaitable de ne pas mettre en forme ces aciers à des températures inférieures à 20 ou 30°C car ils présentent alors un risque de fragilité.

Leurs utilisations principales se retrouvent dans les articles ménagers, l'électroménager (cuves de lave-linge), les éviers (emboutis avec un film plastique mince pour éviter leur endommagement), les ballons à eau chaude, etc.

### **II.4 Aciers inoxydables austénoferritiques**

On les appelle aussi Duplex. Ils contiennent beaucoup de chrome (plus de 20 %) et peu de nickel (4 à 8 %) et ne sont pas, de ce fait, complètement austénitiques.

Leurs caractéristiques mécaniques sont très élevées et les destinent à des applications structurelles telles que les chaudrons de voitures de chemin de fer. Leur ductilité relativement limitée ne permet que le cintrage, pliage ou profilage.

Il semble cependant que leur avantage économique et leur très bonne résistance à la corrosion intergranulaire et par piqûres doivent conduire à un plus large développement dans les années à venir.

### III. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables

Pour résumer, le Tableau 1 présente les principales nuances d'aciers inoxydables et leurs propriétés mécaniques minimales requises (selon la norme ASTM)

nomenclature	Composition moyenne				Etat	Propriétés mécaniques		
	%C	%Cr	%Ni	Divers		Rp Mpa	Rm Mpa	A (%)
<b>Martensitiques</b>					<b>Trempe</b>			
<b>410</b>	< 0,15	12,5	-	-	<b>Et</b>	700	1000	20
<b>420</b>	> 0,15	13	-	-	<b>revenu</b>	1375	1760	10
<b>440-B</b>	0,75 à 0,95	17	-	-	<b>A 400° C</b>	1900	1950	3
<b>Ferritiques</b>					<b>RECUIT</b>			
<b>405</b>	< 0,08	13	-	0,2 Al		275	450	25
<b>430</b>	< 0,12	17	-	-		345	650	25
<b>446</b>	< 0,20	25	-	< 0,25 N		350	560	20
<b>Austénitiques</b>					<b>RECUIT</b>			
<b>301</b>	< 0,15	17	7	-		275	750	50
<b>304</b>	< 0,08	19	9	-		250	580	55
<b>316</b>	< 0,08	17	12	2,5 Mo		290	580	50
<b>316 L</b>	< 0,03	17	12	2,5 Mo		260	550	50
<b>347</b>	< 0,08	18	11	Nb ou Ta	275	655	45	

**Tableau 1** : Propriétés mécaniques des aciers inoxydables [4]

#### IV. Les procédés utilisés pour le soudage des aciers inoxydables

Les procédés T.I.G (Tungstène Inerte Gaz) M.I.G (Métal Inerte Gaz), le soudage plasma, le faisceau d'Electrons et le Laser sont couramment utilisés et parfois même le soudage par friction.

#### V. Caractéristiques métallurgiques du 316L

L'acier 316L est un acier inoxydable austénitique. Cet acier est utilisé dans le domaine de la production d'énergie électronucléaire, de par ses propriétés de résistance à des sollicitations mécaniques, chimiques et thermiques sévères. Le 316L est l'acier constitutif des tuyauteries de fortes sections des circuits de refroidissement des centrales nucléaires de type REP, généralement soudées par TIG avec un grand nombre de passes. Cet acier possède une matrice austénitique stable de la température ambiante jusqu'à sa température de fusion, il n'y a donc pas lors du soudage de transformations structurales à l'état solide dans la Zone Affectée Thermiquement(ZAT).

La particularité des aciers inoxydables est la présence de chrome (>12%), qui favorise la résistance dans les milieux oxydants, en assurant la formation d'une couche de passivité. Grâce à l'ajout de différents éléments d'alliage en plus du chrome, il est possible d'obtenir une grande variété d'aciers inoxydables, qui diffèrent tant par les caractéristiques métallurgiques que par les propriétés thermo-physiques ou mécaniques. Ces caractéristiques peuvent également être modifiées par des traitements thermiques et ou mécaniques particuliers. La famille des aciers austénitiques dont fait partie le 316L est l'une des grandes familles d'acier inoxydable. On trouve dans cette famille les aciers 316, 321, 347, ou encore l'acier 304 ou acier « 18-8 », le plus fréquemment rencontré.

##### V.1 Structure métallurgique du 316L et composition chimique

Les aciers inoxydables type 316L est constitué d'une matrice austénitique Fer-Chrome-Nickel, c'est à dire un réseau d'atomes de fer cubique face centrés(CFC), avec des atomes en solution solide d'insertion (comme le carbone ou l'azote) et des atomes en solution solide de substitution (Molybdène, silicium, manganèse...). Des impuretés (souffre, phosphore) sont également présentes en faible quantité. Les limites de composition du 316L et 310s sont données dans le tableau ci-dessous :

compo	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
316L	0,03	0,5	2	0,035	0,025	18	12,5	2,70	0,08

Tableau 2 : Limites de composition chimique de l'acier 316L [5]

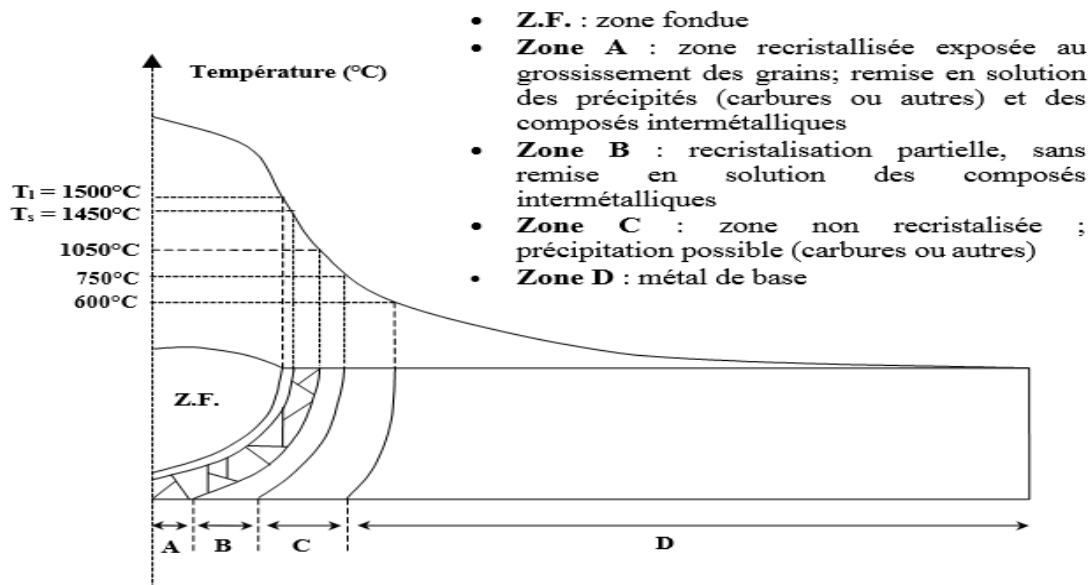
D'une manière générale, certains éléments chimiques seront dits gamma-gènes, car ils auront tendance à stabiliser la phase austénitique. C'est le cas du Nickel, dont la teneur supérieure à 12% dans le 316L assure la stabilité de la structure austénitique de 20°C à la température de fusion (1450°C environ).

Les éléments dit gamma gènes sont ceux, à de rares exceptions près, qui ont une structure Cubique Faces Centrées (CFC), comme l'austénite. Ce sont : Ni, Mn, Co, Cu, Ti... Le Carbone et l'azote sont également des éléments gamma gènes puissants, même en faible quantité. A l'inverse les autres éléments sont dits alpha gènes. Les éléments alpha gènes, de structure Cubique Centrée (CC) sont : Cr, Si, Mo,... La définition d'élément alpha gènes comme le Chrome, et gamma gènes comme le Nickel permet de définir un « équivalent chrome » et un « équivalent nickel » [4]

## **V.2 Microstructure du métal déposé lors du soudage**

La soudabilité du 316L, comme celle des aciers austénitiques en général, est excellente. Le fait qu'il n'y ait aucune trempe lors du refroidissement garantit des soudures ductiles et de bonne qualité. Cependant quelques modifications microstructurales peuvent éventuellement se former lors de la solidification.

La figure 4 récapitule les différentes « zones » métallurgiques dans la ZAT d'un joint soudé en 316L. L'étendue des différentes zones représentées sur la fig. 4 dépend fortement des paramètres de soudage (et du procédé utilisé). Le problème majeur qui peut se poser du point de vue métallurgique lors du soudage est le grossissement de grain austénitique, car celui-ci est préjudiciable pour les soudures. Bien entendu, lors d'une opération de soudage, les paramètres de soudage sont ajustés de façon à garantir des soudures de bonne qualité. Mais dans certains cas de soudage à l'arc de fortes sections avec de nombreuses passes (dans l'industrie nucléaire, certaines sections sont soudées avec plus de 100 passes), le séjour à haute température d'une grande partie de la matière peut entraîner ce type de problème.



**Figure 4** : Différentes zones d'un joint soudé en 316L

### V.3 CARACTÉRISTIQUES THERMO-MÉCANIQUES DU 316L

Lors du soudage, la dilatation et la rétraction non uniforme des parties chauffées, empêchées par les parties du joint qui restent froides génèrent des incompatibilités de déformations conduisant à des champs de contraintes et de distorsions résiduelles après retour à température ambiante. En cours de chauffage, lorsque la rigidité du matériau décline, les contraintes provoquent des changements de forme lorsqu'elles dépassent la limite d'élasticité. Plus les gradients de température sont élevés, plus les contraintes sont susceptibles d'être importantes après retours à température ambiante.

La formation des contraintes et distorsions lors du soudage dépend fortement des caractéristiques thermomécanique et du comportement mécanique de l'acier soudé<sup>1</sup>. Le 316L possède un coefficient de dilatation relativement élevé, ainsi qu'une conductivité plus faible que les aciers classiques, il est par conséquent plus sensible aux échauffements locaux. En outre les aciers inoxydables austénitiques type 316L possèdent un comportement mécanique qui leur est propre. Leur grande stabilité structurale leur confère une ductilité et une résilience importante. A l'état hyperefféché, ils ne possèdent pas de limite d'élasticité bien définie. Leur consolidation dans le domaine plastique est importante, on peut ainsi les durcir considérablement par écrouissage.

## **VI. Les Traitements Thermiques**

### **VI.1 Introduction**

Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but :

D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un emploi donné, à partir des modifications suivantes :

Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique  $R_m$ ,  $R_e$ ,  $A$  % en donnant une meilleure tenue de l'élément.

Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs.

De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage.

De supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux avant d'être soumis à une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage).

---

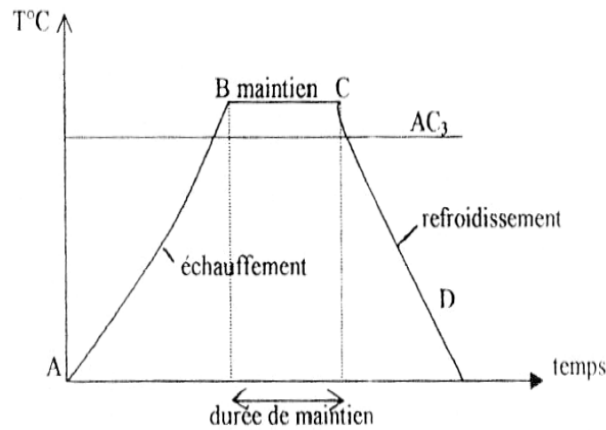
<sup>1</sup> Notons de plus que le degré de bridage mécanique du joint soudé est un paramètre essentiel : un assemblage peu bridé conduira à un état de contraintes résiduelles faible, mais à des distorsions importantes, tandis qu'un assemblage fortement bridé conduira à un état de distorsion faible, mais à d'importantes contraintes résiduelles.

### **VI.2 Définitions des traitements thermiques**

Par traitement, on désigne toute opération faite à chaud et destinée à modifier la microstructure d'un métal pour lui donner de nouvelles caractéristiques. Pour les aciers au carbone et les aciers faiblement alliés, certains traitements sont aussi obligatoires pour obtenir une performance optimale. Ces traitements sont la trempe et le revenu. Ils permettent de modifier et d'ajuster les propriétés mécaniques de l'acier : limite élasticité, résistance à la traction, ténacité, dureté et résilience aux besoins de l'utilisation. D'autres traitements, normalement désignés comme recuits, visent à amener le métal vers un équilibre structural et mécanique. Ils ont donc pour but de faire disparaître les états hors équilibre résultant des traitements antérieurs, thermiques ou mécaniques. [5]

Donc on définit que les traitements thermiques est effectuer un traitement thermique sur une pièce, c'est faire subir à celle-ci une variation de la température en fonction du temps. Le procédé de traitement thermique se compose de :





**Figure 5** : cycle des traitements thermiques [5]

AB : L'échauffement à des températures supérieures aux températures de transformation (par exemple : AC<sub>3</sub>).

BC : Maintient à une température définie.

CD : Refroidissement avec une vitesse donnée :

Lente (dans le four, à l'air).

Assez rapide (dans l'huile).

Très rapide (dans l'eau).

## **VI.3 Les principales étapes dans les traitements thermiques**

### **VI.3.1 Chauffage des pièces**

La première étape de chaque traitement thermique est le chauffage de la pièce à la température exigée. Le chauffage doit s'effectuer très rapidement pour avoir une faible consommation d'énergie et une grande productivité.

### **VI.3.2 Les principaux modes du traitement thermique**

Les modes principaux de traitement thermique qui modifient de diverses manières la structure et les propriétés d'un alliage par des opérations de chauffage jusqu'à une certaine température, de maintien à cette température, et suivies d'un refroidissement à une vitesse plus ou moins accélérée sont :

- Le recuit.
- La normalisation.
- La trempe.
- Le revenu et le vieillissement.

Les principaux facteurs qui permettent de distinguer entre les différents types de traitements thermiques sont la température de maintien et la vitesse de refroidissement.

## **VI.4 Les différents traitements thermiques**

### **VI.4.1 La trempe**

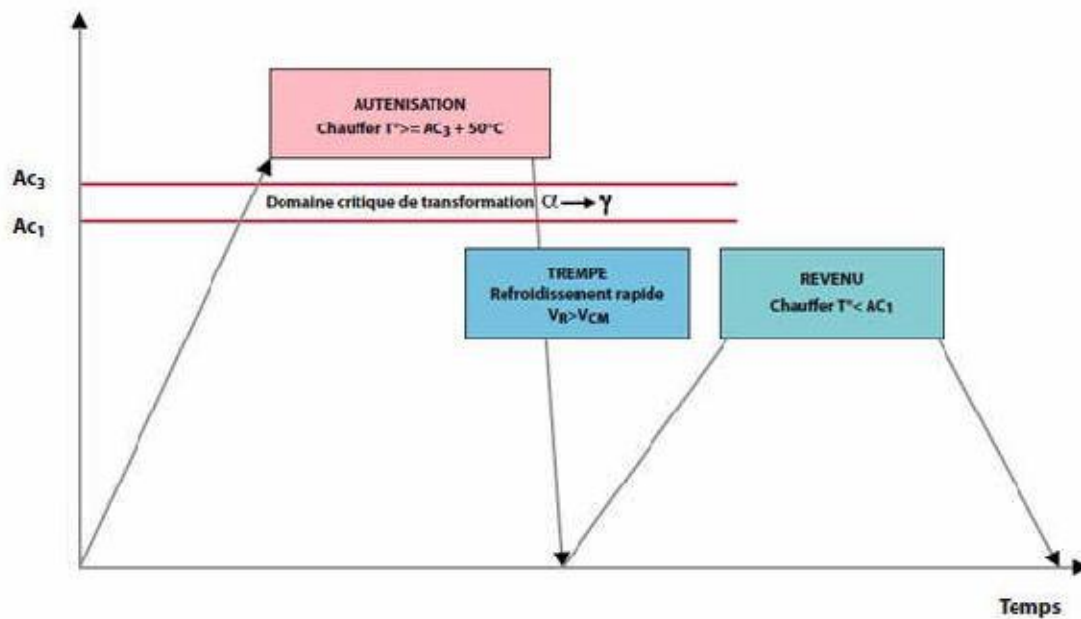
La trempe est un traitement thermique qui consiste à refroidir rapidement une pièce à partir d'un état structural de référence, en général monophasé, donc homogène. Il a, pour objectif, d'inhiber les transformations contrôlées par la diffusion. Le contrôle de la structure définitive est plus facile par trempe suivie d'un chauffage.

Le refroidissement est obtenu par la mise en contact avec un fluide réfrigérant :

La vitesse locale de refroidissement dépend donc essentiellement de la conductibilité thermique du matériau et de la position du point d'observation par rapport à la source froide. L'efficacité de la trempe dépend donc de la comparaison entre vitesse de refroidissement et vitesse de diffusion : plus la vitesse de diffusion sera faible, plus l'épaisseur de matériau trempé sera grande. Le matériau aura, une bonne trempabilité ainsi, les aciers au carbone ont une mauvaise trempabilité, car le carbone, élément interstitiel à une grande vitesse de diffusion : l'addition d'élément d'alliage ralentit la diffusion par conséquent, amélioré la trempabilité.

### **VI.4.2 Le revenu**

Le revenu se pratique après une trempe, par chauffage à une température inférieure à celle de la trempe. Il permet d'améliorer la résistance mécanique des pièces traitées en diminuant la dureté (en favorisant la dissolution de certains composés fragiles tels que les carbures) et les contraintes thermiques internes obtenues lors de la trempe. On chauffe à une température inférieure à celle d'austénitisation, puis on refroidit plus ou moins rapidement. Dans certains cas (alliages à durcissement structural) le revenu permet après trempe d'augmenter les caractéristiques mécaniques.



**Figure 6** : Le traitement de revenu

Température du revenu =  $220^\circ$  à  $350^\circ$

## VI.4.3 Les traitements d'adoucissements

### VI.4.3.1 Le Recuit

Opération thermique qui annule les effets des traitements thermiques ou mécanique antérieurs.

#### But de recuit

Diminuer la dureté d'un acier trempé.

Obtenir le maximum d'adoucissement pour faciliter l'usinage ou les traitements mécaniques.

Régénérer un métal écroui ou surchauffé

Homogénéiser les textures hétérogènes.

Réduire les contraintes internes

## VII. Matériau et éprouvettes

### VII.1 Composition du matériau, provenance, caractéristiques

La composition chimique de l'acier 316L utilisé dans le cadre de cette étude est spécifiée dans le tableau 3 ci-dessous.

Comp.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
Min	0	0	1,6	0	0	17	12	2,30	0,06
max	0,03	0,5	2	0,035	0,025	18	12,5	2,70	0,08
<b>316L</b>	<b>0,024</b>	<b>0,38</b>	<b>1,76</b>	<b>0,023</b>	<b>0,001</b>	<b>17,31</b>	<b>12,05</b>	<b>2,55</b>	<b>0,07</b>

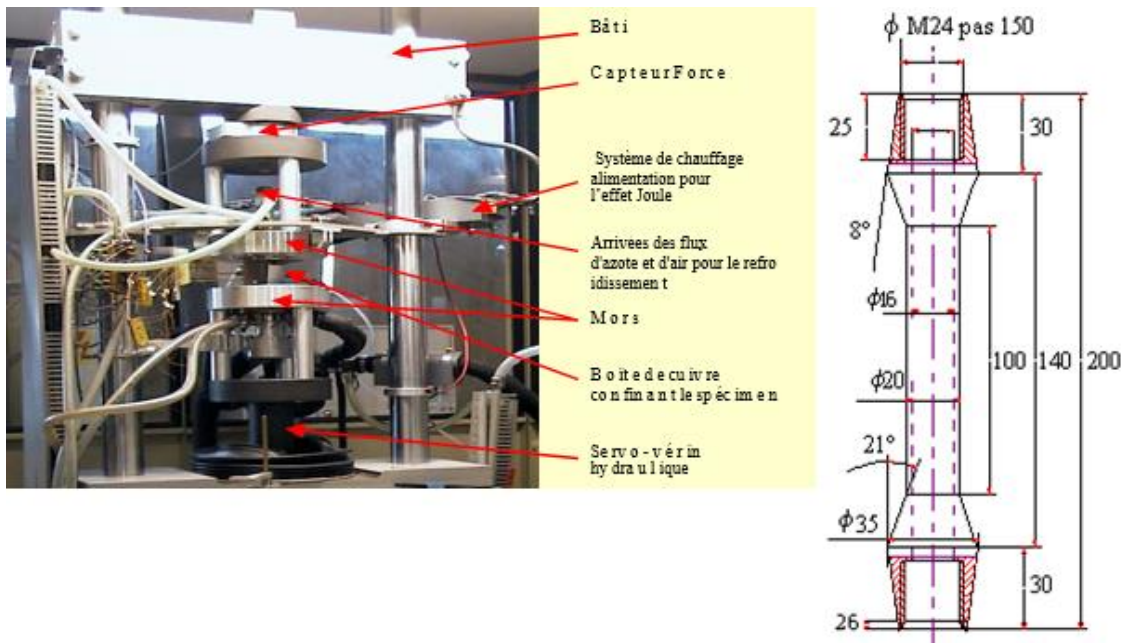
**Tableau 3** : Composition chimique du 316L considéré dans cette étude [2]

Les éprouvettes utilisées pour la caractérisation ont été usinées à partir d'une plaque en acier 316L laminée à chaud (316L (1)), fournie par une entreprise suédoise (Avesta Sheffield) de dimensions 30\*1010\*1520mm (plaque no 07561612-4, coulée 81969A), de poids 400kg. Toutes les éprouvettes de caractérisation ont été prélevées dans le sens du laminage.

La plaque d'origine a subi un traitement thermique d'hypertrempe, qui consiste en un chauffage jusqu'à 1120°C suivi d'une trempe à l'eau. Les caractéristiques mécaniques indiquées par le fabricant, sur la base d'essais de dureté Rockwell B indiquent une limite d'élasticité à 0,2% de 170Mpa minimum, et une Rm de 485Mpa mini, avec un allongement (à striction) de 40%. L'état métallurgique du matériau de base.

### VII. Géométrie et dimensions des éprouvettes

La géométrie des éprouvettes est spécifiée sur la figure 7. Les extrémités de l'éprouvette ont été conçues de façon à permettre l'application des cycles thermomécaniques tout en assurant une bonne liaison mécanique avec les mors du dispositif. Pour minimiser le gradient thermique dans la section transversale de la zone utile, ainsi que pour assurer un niveau de contrainte suffisant étant donné le système de chargement en place, l'éprouvette doit être tubulaire et relativement mince. La section de la zone utile a été déterminée de façon à assurer l'homogénéité de la température et de la contrainte dans la zone de mesure, avec une longueur compatible avec le système de mesure choisi (extensomètre). Les éprouvettes ont été rectifiées et rodées de façon à éliminer les défauts en surface.



**Figure 7** : Vue du dispositif et géométrie des éprouvettes [2]

## VIII. Conclusion

Les aciers inoxydables sont de matériaux qui sont utilisés pour de nombreuses applications dans différents domaines dans lesquels il est important la résistance à l'agression dans des environnements différents. Pour choisir au mieux le meilleur alliage, est très importante connaître les principaux facteurs qui ils vont déterminer la résistance à la corrosion et d'autres aspects qui peuvent aussi déterminer le départ.

## Chapitre 3

### Essais et validations sur structures 2D axisymétriques

#### I. Introduction

Cette partie est un résumé de la partie expérimentale de la thèse de LIONEL DEPRADEUX qui vise à la prédiction par simulation numérique des distorsions et contraintes résiduelles générées par une opération de soudage, une simulation expérimentale et numérique est menée sur des cas tests de référence. Ces cas tests visent à reproduire, dans un cas simplifié, les phénomènes thermomécaniques qui interviennent dans la ZAT d'un joint soudé lors du soudage TIG sur 316L. De façon à autoriser la réalisation d'analyses paramétriques. [2]

#### II. ESSAIS ET VALIDATIONS SUR STRUCTURES 2D AXISYMETRIQUES

Dans un premier cas, afin d'éviter les phénomènes liés à la présence d'une zone fondue, un chargement thermique laser est appliqué, sans chauffer le matériau au-delà de 1000°C. Le flux de chaleur absorbé par le disque peut alors être déterminé par méthode inverse de conduction de la chaleur, ce qui permet de maîtriser la sollicitation thermique. Différents types de structures (mince ou épaisse) sont alors considérés. Ces structures sont soumises à un unique transitoire thermique, ou bien à plusieurs transitoires, de façon à faire intervenir les phénomènes cycliques.

Dans un second cas, une torche TIG est utilisée, de façon à créer, sans métal d'apport, un bain de fusion axisymétrique, non traversant, au centre du disque. Bien que ce test fasse intervenir une zone fondue, les difficultés de modélisation liées à la présence de métal d'apport sont évacuées.

Les simulations numériques sont effectuées avec le logiciel *code\_Aster*, d'EDF.

#### III. EPROUVETTES ET DISPOSITIF EXPERIMENTAL

##### III.1 Géométrie et dimensions des spécimens

Les spécimens sont des disques de 160mm de diamètres. Ces dimensions réduites autorisent des temps de calcul relativement courts et permettent la réalisation d'études paramétriques, tout en ménageant suffisamment d'espace pour la mise en place du système de mesure.

L'épaisseur des spécimens considérés varie de 5mm (cas d'une structure « mince », pour laquelle les gradients thermiques seront essentiellement bidimensionnels), à 15mm (structure « épaisse », pour laquelle les gradients thermiques seront tridimensionnels).

Les disques d'épaisseur 5mm et la plupart des disques d'épaisseur 15mm ont été usinés dans la plaque en 316L (316L (1)) de dimensions 30\*1010\*1520.

Certains disques épais ont été usinés dans un 316L provenant d'une autre origine (316L (2)). Il s'agit des disques soudés par TIG, qui ont été usinés à partir d'un rondin de 316L(N) SPH,

coulé et forgé, ayant subi un traitement thermique d’hypertrempe, avec chauffage à 1080°C suivi d’une trempe à l’eau. La composition chimique de ces deux aciers est comparée ci-dessous :

Compo. (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
<b>316L (1)</b>	<b>0,024</b>	<b>0,38</b>	<b>1,76</b>	<b>0,023</b>	<b>0,001</b>	<b>17,31</b>	<b>12,05</b>	<b>2,55</b>	<b>0,07</b>
316L (2)	0,021	0,43	1,79	0,021	0,001	17,43	12,31	2,41	0,069

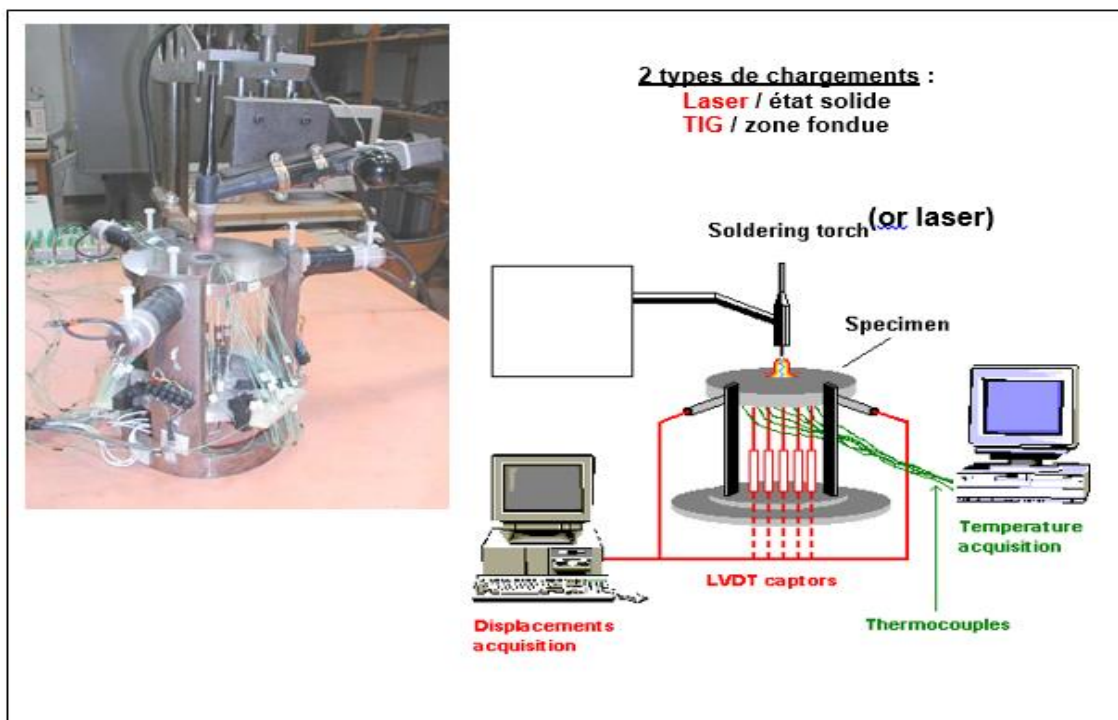
**Tableau 4** : Vue du dispositif et géométrie des éprouvettes [2]

**316L (1)** : acier Framatome (plaque Avesta Sheffield)

**316L (2)** : 316L(N) SPH, rondin : contient aussi Cu (0,16%), B (14ppm), Co (0,1%)

### III.2 Dispositif expérimental : caractéristiques et possibilités

Ce dispositif sur la figure 8 a été mis au point au laboratoire URGC- Structures, pour réaliser les essais, LIONEL DEPRADEUX réutilise un dispositif spécifique d’essais sur structure, relativement riche et fiable.



**Figure 8** : dispositif expérimental et mesures réalisées

## **II.2.1 Chargement et conditions limites**

Le chargement appliqué aux disques est purement thermique, coaxial à la structure. Il s'agit d'un chauffage limité à la partie centrale du disque. La nature du procédé de chauffage dépend des objectifs visés, c'est pourquoi deux types de procédés sont envisagés : d'une part un laser à gaz CO<sub>2</sub>, défocalisé au moyen d'une lentille, qui sert à chauffer la pièce sur une large zone tout en restant à l'état solide ; d'autre part un poste de soudage TIG, destiné à créer une zone fondue non traversante au centre des spécimens.

Lors de l'essai, le disque repose sous l'effet de son poids propre sur trois tiges en alumine disposées verticalement à 120°. Les appuis sont ponctuels, à 72mm du centre, et des précautions sont prises afin que les déplacements du disque sous les chargements appliqués ne soit pas perturbés. Ainsi, seule la partie annulaire du disque qui reste froide constitue un bridage pour la partie centrale qui se dilate et se rétracte de façon non homogène, au cours du ou des chargements thermiques appliqués.

Afin d'assurer une meilleure axisymétrie du chargement, le dispositif peut être placé sur un plateau tournant (7 tours/min). Cela se justifie essentiellement dans le cas du laser, qui présente une tache calorifique dont la distribution n'est pas parfaitement axisymétrique ([VIN.00a], [DEP.02b]).

Ce dispositif autorise la mesure en cours d'essais des déplacements verticaux en face inférieure et de la température en continue. Après essais, différents types de mesures post-mortem sont également pratiquées. Ces mesures sont détaillées ci-dessous.

### **II.2.1.1 Températures**

Les mesures de températures se font par l'intermédiaire de thermocouples de type K (Chromel- Alumel), de diamètre 78  $\mu$ m. Ces thermocouples sont microsoudés selon un diamètre, sur la face inférieure du disque, tous les 2mm. Les thermocouples sont reliés à une centrale d'acquisition et un micro-ordinateur, avec une fréquence d'acquisition de 2 mesures/seconde. Quelques mesures de températures sont également effectuées par thermocouples en face supérieure, hors zone centrale.

### **II.2.1.2 Déplacements**

La mesure des déplacements axiaux de la face inférieure se fait par 5 tiges en alumine, qui pointent sous le disque, à une distance de 1, 5, 15, 20, 25mm du centre. Ces tiges sont reliées à des capteurs inductifs, qui convertissent en tensions les déplacements. Les valeurs de déplacements sont enregistrées par l'intermédiaire de la chaîne d'acquisition NSOFT (25 mesures/secondes environs)

Trois capteurs sont également utilisés pour la mesure des déplacements radiaux, situés à 120° les uns par rapport aux autres. Ces mesures de déplacements radiaux permettent surtout d'avoir une idée globale sur l'axisymétrie de la réponse radiale du disque.



## **II.2.2 Mesures post-mortem**

### **II.2.2.1 Déformée résiduelle**

Des mesures de déformées résiduelles des deux faces (supérieure et inférieure) des disques ont été pratiquées. Des mesures de déformées résiduelles des deux faces (supérieure et inférieure) des disques ont été pratiquées.

### **II.2.2.2 Déformations résiduelles dans le plan de la face supérieure**

La déformation résiduelle dans le plan de la face supérieure est mesurée grâce à une méthode de corrélation d'image numérique. Pour cela, un motif aléatoire de type « speckle » est d'abord créé sur la surface de l'échantillon. Une image numérique de ce motif est alors réalisée avant essai. La même image est ensuite prise après essai. Grâce à un traitement numérique des deux images, et à l'aide d'une méthode de corrélation, les déplacements des différents points de la surface de l'échantillon peuvent être évalués, au moyen d'un logiciel mis au point au laboratoire LAMCOS, de l'INSA de Lyon.

Il faut cependant noter que le motif utilisé composé de nitrure de Bore et de Carbone ne peut résister à une température supérieure à 1000°C environ. Il ne peut donc être utilisé qu'en dessous de cette température.

### **II.2.2.3 Contraintes résiduelles par diffraction de rayons X**

Des mesures de contraintes résiduelles en surface supérieure et inférieure des échantillons ont été réalisées au service RNE/EMA d'E.D.F. Afin de mesurer les contraintes liées au transitoire thermique appliqué uniquement, et non les contraintes liées à la fabrication du disque, un polissage électrolytique est effectué. La profondeur de ce polissage (300 microns) a été déterminée de façon à ce que la contrainte mesurée à la périphérie du disque.

### **II.2.2.4 Contraintes résiduelles par diffraction neutronique**

L'avantage des neutrons sur les rayons X est que ceux-ci interagissent faiblement avec la matière, ce qui leur permet de pénétrer de plusieurs centimètres dans l'acier. Il est donc possible grâce à cette technique de mesurer les contraintes de façon non destructive, à l'intérieur de la pièce soudée.

### **II.2.2.5 Analyses micrographiques**

Les analyses micrographiques consistent essentiellement en des coupes et macrographies. Des mesures de micro et macro-dureté ont également été pratiquées sur la surface ainsi que dans l'épaisseur des disques.

## II.3 TYPES D'ESSAIS REALISES

### II.3.1 Essais hors fusion : cycles thermiques laser

Dans un premier temps, les difficultés liées à la présence d'une zone fondue sont évacuées, et seuls les effets thermomécaniques dans la partie de la soudure qui reste à l'état solide sont étudiés. Le chauffage de la partie centrale des disques est dans ce cas réalisé au moyen d'un laser à gaz CO<sub>2</sub>, défocalisé, de façon à répartir la puissance à la surface de la pièce. La température maximale atteinte au centre des spécimens reste inférieure à 1000°C (évitant ainsi les problèmes de grossissement de grain austénitique). De plus, le fait de rester à l'état solide permet d'utiliser les mesures de températures en face inférieure pour retrouver le flux absorbé en face supérieure, par l'intermédiaire d'une méthode inverse de conduction de la chaleur. Le chargement thermique peut ainsi être déterminé. Deux types d'essais sont alors réalisés.

#### II.3.1.1 Cycle thermique laser unique sur structure mince

Dans ce cas le disque d'épaisseur 5mm est considéré. Un seul cycle thermique est appliqué. La spécificité de ce chargement thermique est précisée dans le tableau 5 ci-dessous. Lors du cycle thermique, des gradients de températures essentiellement radiaux vont se développer dans le spécimen.

1 <sup>st</sup> Cycle (durée 47s)	Centre Sup Tmax	865°C	Chauffage laser (1 cycle) / ep. 5
	Centre Inf Tmax	845°C	

**Tableau 5** : dispositif expérimental et mesures réalisées

#### II.3.1.2 Cycles thermiques laser multiples sur structure épaisse

Dans ce cas, le disque d'épaisseur 15mm est considéré. Trois cycles thermiques laser d'amplitude maximale décroissante sont considérés, ceci de façon à reproduire dans une certaine mesure les effets cycliques qui interviennent lors du soudage multipasse avec une source de chaleur qui s'éloigne. Etant donné l'épaisseur plus importante des disques, des gradients de températures axiaux et radiaux vont se développer lors des cycles thermiques, dont la spécificité est donnée dans le tableau 6.

1 <sup>st</sup> Cycle (durée 140s)	Centre Sup Tmax	1010°C	Chauffage laser (3 cycles) ep. 15 mm
	Centre Inf Tmax	770°C	
2 <sup>nd</sup> cycle (durée 80s)	Centre Sup Tmax	865°C	
	Centre Inf Tmax	645°C	
3 <sup>rd</sup> cycle (durée 40s)	Centre Sup Tmax	650°C	
	Centre Inf Tmax	450°C	

**Tableau 6** : Disque épais sous chargement multiple

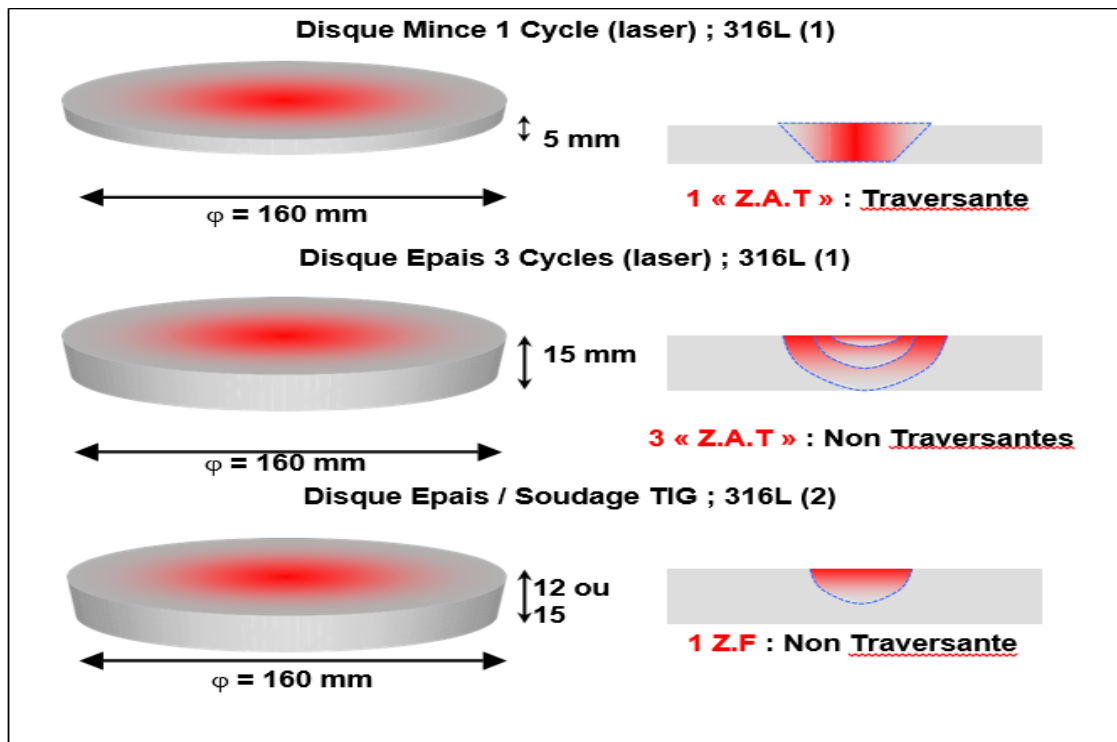


Figure 9 : Types d'essais réalisés

### II.3.2 ESSAIS AVEC FUSION : SOUDAGE TIG FIXE SUR STRUCTURE EPAISSE

Les essais précédents, qui s'affranchissent de la présence d'une zone fondue, autorisent une meilleure maîtrise de l'apport de chaleur, par le biais de la méthode inverse. Il est alors possible de qualifier la prévision par élément finis du comportement thermomécanique du matériau, dans un cas pour lequel la sollicitation thermique est bien connue.

Lors de la simulation numérique d'un procédé de soudage réel, l'une des difficultés principale est liée à la méconnaissance de l'apport de chaleur, et à la difficulté de modéliser les phénomènes complexes qui ont lieu dans la zone fondue.

Afin d'intégrer cette difficulté liée à l'apport de chaleur, tout en restant dans le cas simple d'une structure axisymétrique, LIONEL DEPRADEUX procède à la création par procédé TIG d'un bain de fusion central, sans métal d'apport. Les paramètres de soudage sont ajustés de façon à créer une zone fondue de taille suffisamment significative, mais non traversante.

Les paramètres de soudage, ainsi que les spécificités du chargement thermique sont donnés dans le tableau 7

Paramètres de soudage	Disque ep. 12mm	Disque ep. 15mm
Electrode □ 1,6mm I = 120 A ;	Durée chauffage = 150s Centre Inf Tmax = 1005°C	Durée chauffage = 210s Centre Inf Tmax = 820°C
Harc = 4mm ; U = 10V Gaz : Argon pur débit 6 l/min		

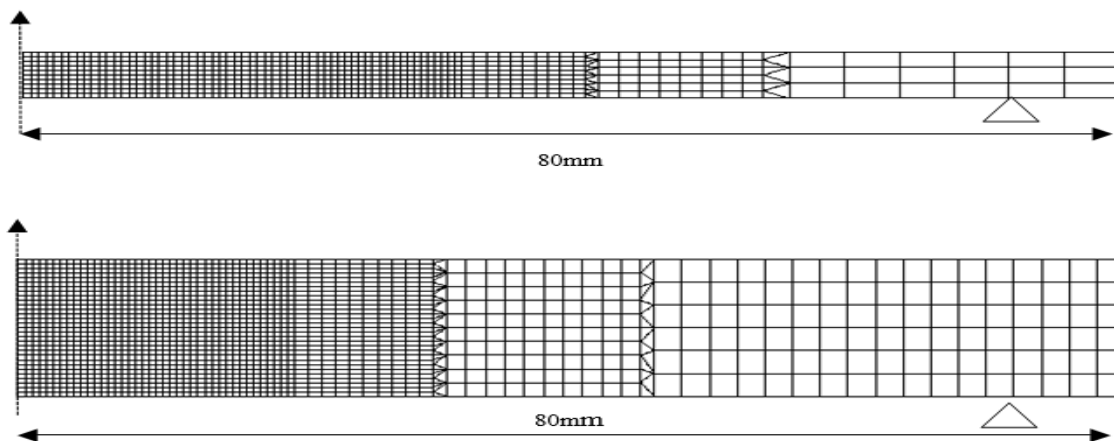
**Tableau 7** : Disques épais / soudage TIG

#### IV. Simulations numériques - mise en données

##### IV.1 Case de tests sans fusion : cycle thermique laser (disque mince et épais)

##### IV.1.1 Maillage

Des éléments quadratiques surfaciques axisymétriques à 8 nœuds sont utilisés pour le maillage des disques minces et épais. Ceux-ci sont représentés ci-après (figure 10).



**Figure 10** : Disques épais / soudage TIG

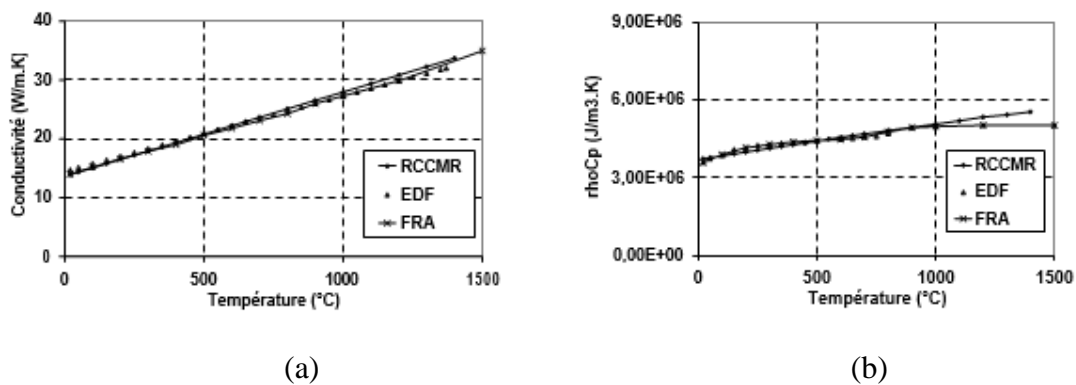
	Nombre de Nœuds	Nombre de mailles
Disque mince ep. 5mm	2535	1066
Disque épais ep. 15mm	5413	2184
Disque épais ep.12mm	5015	2069

**Tableau 8** : nombre d'éléments.

## IV.1.2 Modélisation thermique

### IV.1.2.1 Paramètres thermophysiques

Le logiciel code\_Aster traite l'équation de la chaleur par l'intermédiaire d'une formulation enthalpique. Les paramètres thermophysiques (qui dépendent de la température) sont donc la conductivité du matériau, ainsi que son enthalpie (intégrale sur la température de la chaleur massique du matériau). Ces données sont issues des bases de données FRAMATOME donnant la conductivité  $\lambda$  (en W/(m.°C)), la chaleur spécifique  $C_p$  (en J/(kg.°C)) et la densité  $\rho$  (en kg/m<sup>3</sup>) du 316L en fonction de la température. L'enthalpie  $H$  à une température donnée  $T$  est calculée comme l'intégrale, de 20°C à  $T$ , de la chaleur massique.



**Figure 11** : évolution de la conductivité (a) et du produit  $\rho C_p$  (b) en fonction de la température d'après différentes bases de données

Les valeurs adoptées dans le calcul sont données ci-dessous. Ces données ont également été utilisées pour retrouver le flux absorbé par la pièce par méthode inverse de conduction de la chaleur (voir ci- dessous).

<b>T (°C)</b>	<b>20</b>	<b>100</b>	<b>200</b>	<b>300</b>	<b>400</b>	<b>500</b>
$\lambda$ (W/m.K)	14	15,2	16,6	17,9	19	20,6
$\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	8000	7970	7940	7890	7850	7800
$C_p$ (J/Kg.K)	450	490	525	545	560	570
<b>T (°C)</b>	<b>600</b>	<b>700</b>	<b>800</b>	<b>900</b>	<b>1000</b>	<b>1200</b>
$\lambda$ (W/m.K)	21,8	23,1	24,3	26	27,3	29,9
$\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	7750	7700	7660	7610	7570	7450
$C_p$ (J/Kg.K)	580	595	625	650	660	677

**Tableau 9** : paramètres thermophysiques en fonction de la température

#### IV.1.2.2 Chargement et conditions aux limites thermiques

Les conditions aux limites du problème thermique sont les suivantes : au chauffage (pour chaque cycle), flux imposé fonction de l'espace et du temps sur la partie supérieure centrale du disque (zone affectée par laser), échanges convectifs et radiatifs sur les faces inférieures et latérales du disque, ainsi que sur la face supérieure hors zone affectée par laser.

Au refroidissement, toutes les faces échangent la chaleur avec l'extérieur par rayonnement et convection.

La variation temporelle du flux est donc modélisée par une montée linéaire, un palier, une légère diminution (liée aux pertes des propriétés d'absorption du motif speckle en face supérieure), puis une descente linéaire correspondant à la fin du chauffage. Le flux de chaleur absorbé obtenu par méthode inverse est donné sur la fig 12 dans le cas du disque mince (1 tir) et épais (3 tirs).

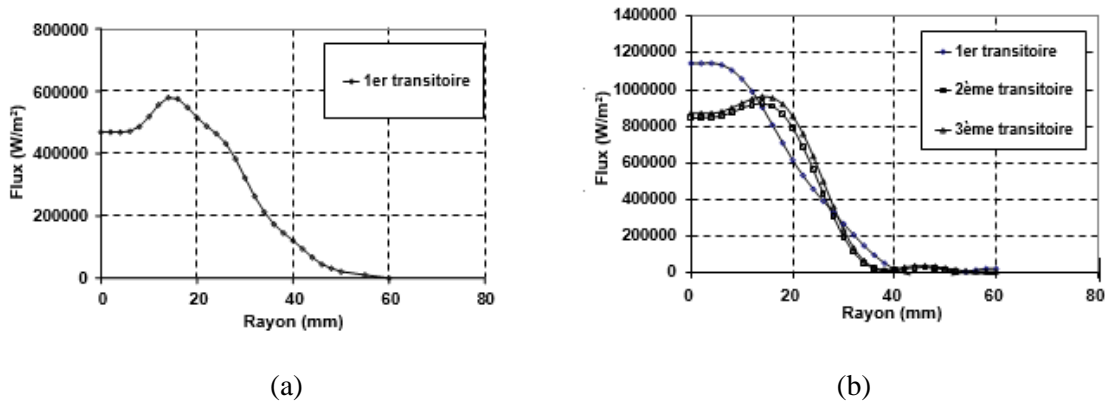


Figure 12 : flux absorbé dans le cas du disque mince(a) et épais (b-3tirs)

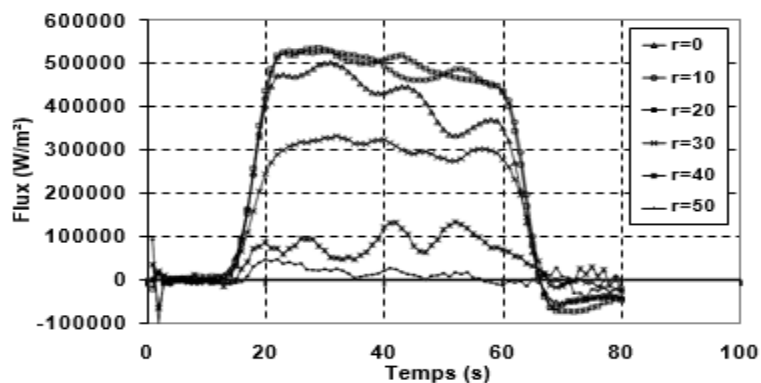


Figure 13 : variation temporelle du flux absorbé (disque mince) pour différentes distances par rapport au centre du disque

### IV.1.3 Modélisation mécanique

#### IV.1.3.1 Type de calcul, condition limites et loi de comportement adoptée

Les calculs effectués sont bi-dimensionnels axisymétriques en grandes déformations. Un appui est considéré à 72mm du centre, face inférieure, conformément à l'expérience. On utilise la loi de comportement élasto-visco-plastique avec écrouissage isotrope et restauration visqueuse de l'écrouissage, implantée dans le *code\_Aster*. Un rappelle que la viscosité est prise en compte à partir de 500°C.

#### IV.1.3.2 parametres thermo-mécaniques

Pour les températures inférieures à 500°C, la viscosité  $\eta$  est égale à zéro, c'est-à-dire que le matériau est considéré comme purement élasto-plastique. En dessous de cette température, l'écrouissage est donc linéaire isotrope, et la limite élastique est la limite à 0,1% de déformation plastique.

### IV.2 Cas des tests avec fusion : cycle thermique : soudage TIG

#### IV.2.1 Maillage

Le maillage utilisé pour les tests avec fusion TIG est identique au maillage utilisé pour le disque soumis à trois transitoires thermiques d'amplitude décroissante (fig 10 et tableau 6).

#### IV.2.2 modelisation thermique

##### IV.2.2.1 parametres thermophysiques

Jusqu'à 1200°C, les paramètres thermophysiques utilisés sont indiqués dans le tableau 9, le tableau ci-dessous récapitule les valeurs issues de différentes sources :

Référence :	Intervalle de fusion	Chaleur latente (J/Kg)	Chaleur latente (J/m <sup>3</sup> )
[KIM.98]	1400-1450°C	2,47. 10 <sup>5</sup>	1,7784. 10 <sup>9</sup>
[BRI.98]	1340-1390°C	2,60. 10 <sup>5</sup>	
[LAC.90]	1450-1500°C	2,738. 10 <sup>5</sup>	1,971. 10 <sup>9</sup>
[DUP.94]	1370-1425°C		1,7982. 10 <sup>9</sup>
[TIS.98]	1400-1500°C	2,70. 10 <sup>5</sup>	2,02. 10 <sup>9</sup>
[DES.01]	1450-1500°C		1,8. 10 <sup>9</sup>

Tableau 10 : intervalle de fusion et chaleur latente

Fusion entre **1450 et 1500°C**, et chaleur latente de fusion de **1,8.10<sup>9</sup> J/m<sup>3</sup>** (soit 2,50.10<sup>5</sup> J/kg pour une densité de 7200kg). La chaleur latente de fusion est prise en compte dans le *code\_Aster* par l'intermédiaire d'une formulation enthalpique de l'équation de la chaleur. Cette chaleur latente de fusion est rajoutée entre 1450 et 1500°C. Après 1500°C, l'enthalpie varie de façon linéaire, avec la même pente qu'avant 1450°C.

La conductivité est couramment considérée comme constante, à partir de sa valeur à la température de fusion (par ex. [KIM.98]) bien que la conductivité de la phase liquide soit en réalité très inférieure à celle de la phase solide ([TIS.98] et [HON.98]). Cependant, les transferts de chaleur dans le bain fondu ne se font pas seulement par conduction, mais également par convection. C'est pourquoi, afin d'imiter la convection, et d'homogénéiser la température du bain fondu, il est parfois d'usage de multiplier la conductivité après fusion par un facteur 2, ([BRI.98]), 10 ([DES.01]) ou 100.

## IV.2.2.2 Apport de chaleur

### IV.2.2.2.1 Modélisation directe de l'apport de chaleur

Ce type de test est confronté au problème de la modélisation de l'apport de chaleur.

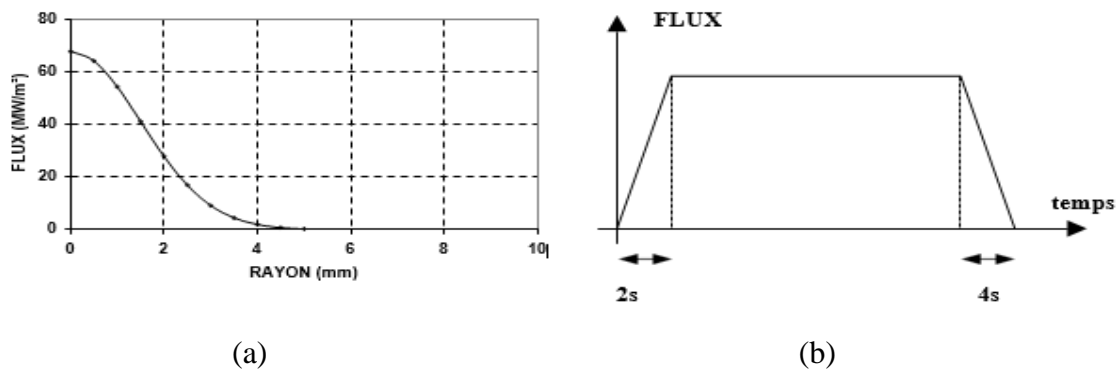
Une modélisation par une densité de flux volumique ne permettrait pas de reproduire l'évolution des températures pour le début de la phase de chauffage, car au début du soudage, le bain fondu est de dimensions très réduites. Ce n'est qu'après 30s environ que sa taille devient suffisamment significative pour justifier à la rigueur une représentation volumique de l'apport de chaleur.

Le flux de chaleur ainsi obtenu est donné dans le tableau 11.

<b>Rayon (mm)</b>	<b>0</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>
<b>Flux (KW/m<sup>2</sup>)</b>	67906,109	54374,961	27917,036	9190,092
<b>Rayon (mm)</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>	<b>7</b>
<b>Flux (KW/m<sup>2</sup>)</b>	1939,772	262,519	22,780	1,267

**Tableau 11** : flux absorbé en face supérieure (rendement de 80%)

De plus, afin de prendre en compte la montée et l'extinction de l'arc, le flux est considérée comme variable dans le temps, mais constant sur pratiquement toute la durée du chauffage (Cf. fig. 14.b).



**Figure 14** : Evolution spatiale (a) et temporelle (b) du flux modélisé



#### IV.2.2.2 Détermination du front de fusion par méthode inverse

Afin de déterminer l'apport de chaleur de façon plus fine, une deuxième approche, plus originale, est adoptée, qui s'appuie sur une nouvelle méthode inverse permettant de prendre en compte la fusion ([BLA.]. Dans ce cas, les mesures de températures effectuées sur la face inférieure de la pièce sont utilisées par le biais d'une méthode inverse de conduction de la chaleur, pour retrouver la taille et la forme du front de fusion en fonction du temps, ainsi que le champ de température dans la partie solide.

La nouvelle méthode inverse permet donc d'obtenir à chaque instant la position du front de fusion (isotherme à la température de fusion), ainsi que le flux  $q$  qui passe à l'interface dans la partie solide.

#### IV.2.3 Modélisation mécanique

Comme pour les disques sous transitoire(s) thermique(s) laser, les calculs effectués sont bi-dimensionnels axisymétriques en grandes déformations, en considérant un appui à 72mm du centre, en face inférieure. La même loi de comportement élasto-viscoplastique est considérée (en prenant en compte la viscosité à partir de 500°C).

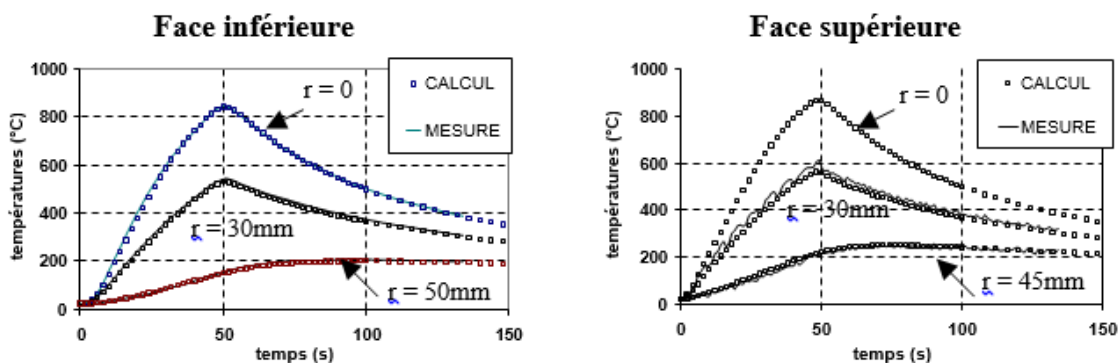
### V. ANALYSE COMPARATIVES CALCUL-EXPERIENCE

Dans cette partie, les résultats expérimentaux et numériques, thermiques et mécaniques sont présentés. L'adéquation calcul-expérience est analysée et commentée pour les différents cas tests.

#### V.1 Analyse thermique

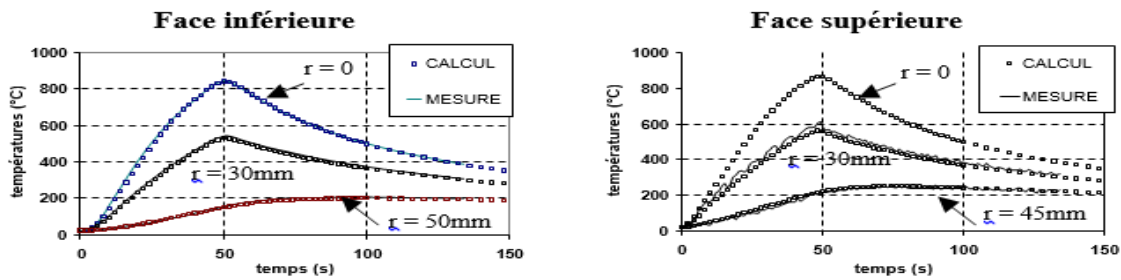
##### V.1.1 Disque mince sous transitoire laser unique et disque épais sous transitoires multiples

La figure 16 donne l'évolution des températures en fonction du temps, dans le cas du disque mince et la fig 15 dans le cas du disque épais pour les trois cycles thermiques successifs.

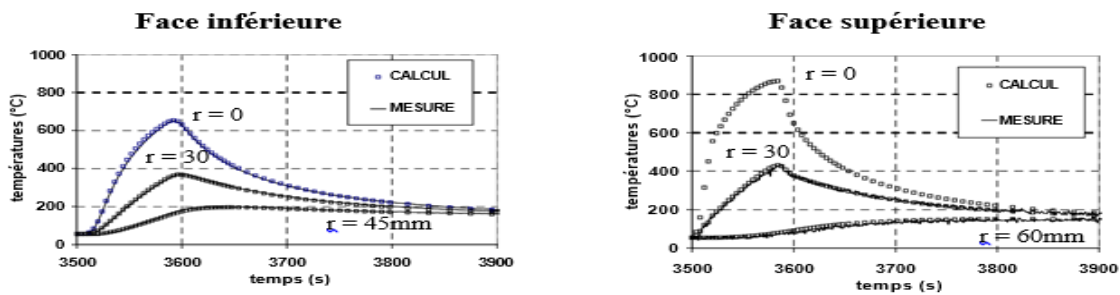


**Figure 15** : Evolution temporelle des températures, calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures ; Disque mince sous transitoire thermique unique

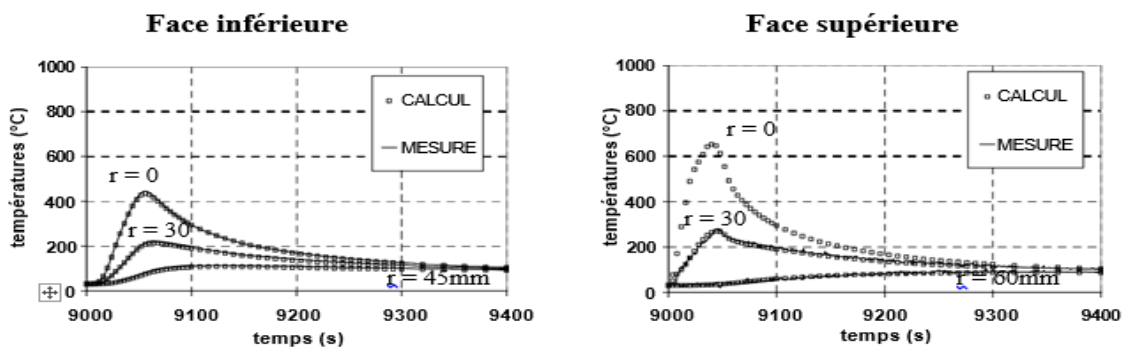
Dans le cas du disque épais, la température s'homogénéise rapidement au centre du disque du fait de la faible diffusivité du 316L, la chaleur restant « confinée » au centre. C'est pourquoi les gradients de température au centre dans l'épaisseur restent modérés lors des transitoires thermiques, excepté en début du chauffage. On constate en outre qu'après coupure du chauffage, la face inférieure du disque continue de chauffer par conduction pendant quelques secondes, jusqu'à ce que la température s'uniformise dans l'épaisseur au cours du refroidissement.



(a) Premier transitoire



(b) Second transitoire



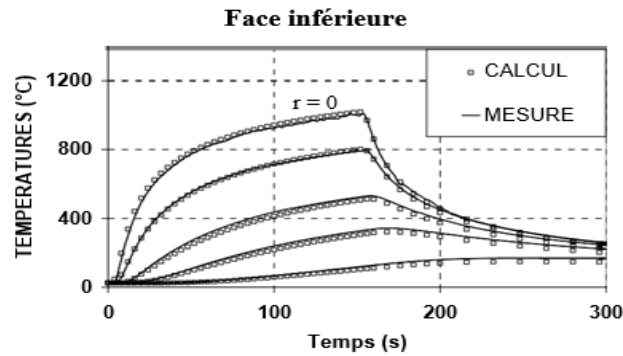
(c) Troisième transitoire

**Figure 16** : Evolution temporelle des températures calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures ; Disque épais sous transitoire thermique multiple

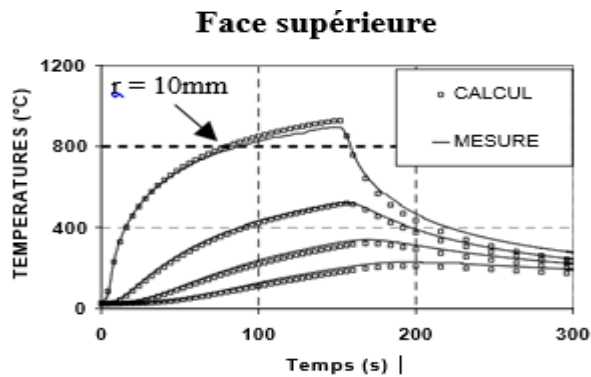
## V.1.2 Disque épais – soudage TIG

### V.1.2.1 Résultats du calcul thermique direct

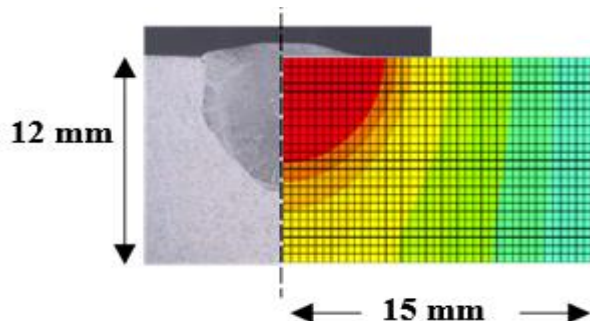
Les figures 17 représentent, pour le disque d'épaisseur 12mm et pour celui d'épaisseur 15mm, les évolutions de températures mesurées en face inférieure et supérieure, au cours du transitoire thermique, et calculées avec l'hypothèse d'une distribution gaussienne de densité de flux de chaleur en face supérieure.



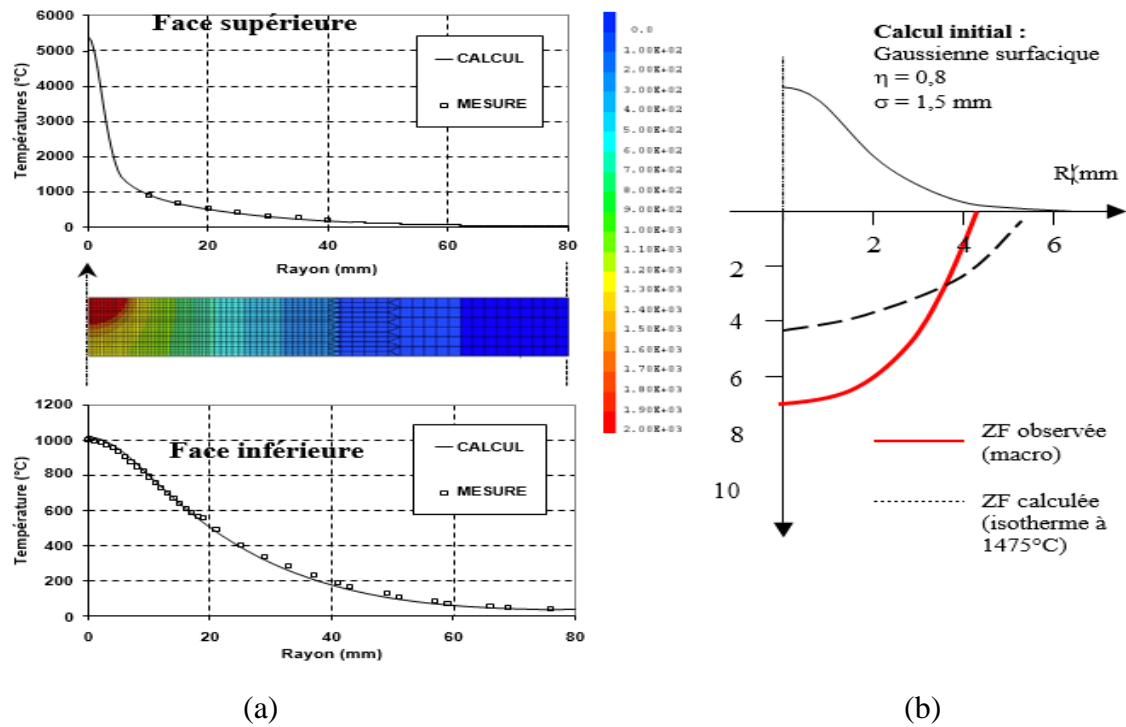
**Figure 17 :** Températures calculées et mesurées face inférieure pour différents rayons ( $r = 0, 10, 20, 30, 50\text{mm}$ ); disque ep.12 mm



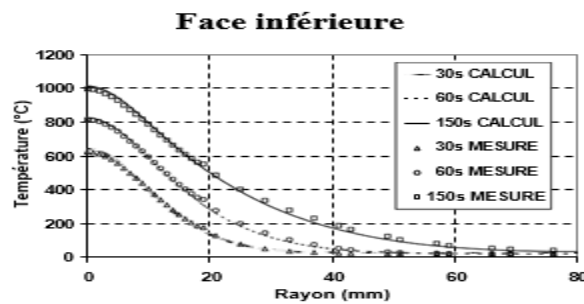
**Figure 18 :** Températures calculées et mesurées face supérieure ( $r = 10, 20, 30, 40\text{mm}$ ); disque ep.12 mm



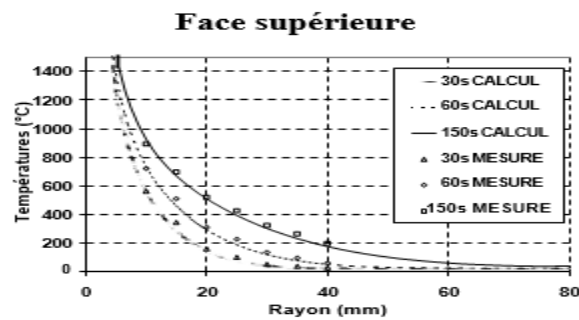
**Figure 19 :** Macrographie et isothermes de températures en fin de chauffage ; disque ep. 12 mm



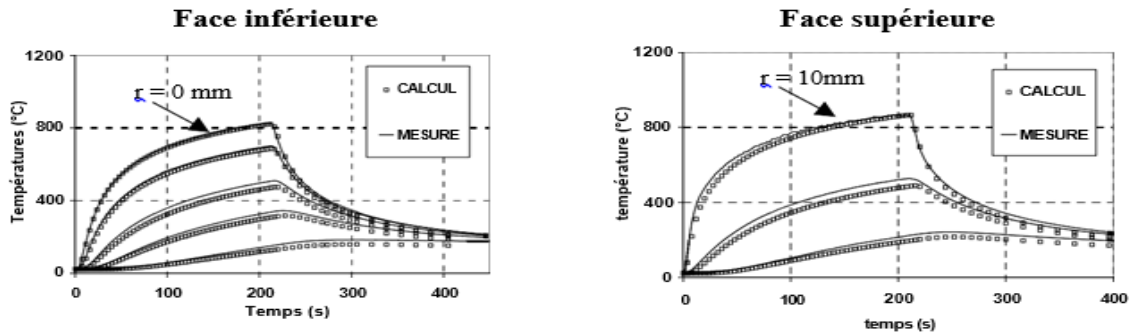
**Figure 20** : (a) isovaleurs de températures et gradients spatiaux de températures en fin de chauffage selon un rayon en face supérieure et inférieure ; (b) comparaison de la limite de la zone fondue observée d'après macrographie et de l'isotherme calculée à 1475°C



**Figure 21** : Gradients spatiaux de températures en face inférieure pour différents instants



**Figure 22** : Gradients spatiaux de températures en face supérieure pour différents instants



**Figure 23** : Evolution temporelle des températures, calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures ; Disque épaisseur 15 mm

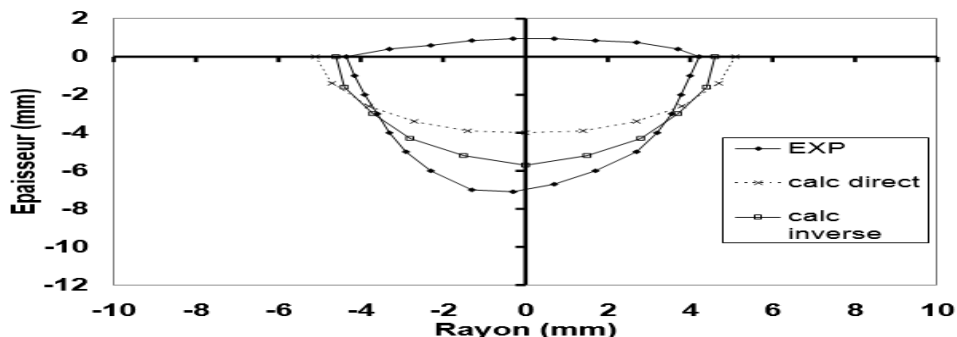
La modélisation directe de l'apport de chaleur par une représentation gaussienne permet donc de bien représenter les évolutions et gradients de températures dans toute la pièce, excepté à proximité immédiate de la zone fondue, qui est très pénétrante.

Le calage de cette représentation gaussienne a uniquement nécessité l'utilisation de la mesure de l'évolution température au centre de la face inférieure du disque.

Afin d'améliorer les résultats de calcul en ce qui concerne la zone fondue, il est possible de modifier la façon de représenter l'apport de chaleur en tenant compte également de la macrographie.

### V.1.2.2 Résultats du calcul thermique inverse

La nouvelle méthode inverse permet d'identifier à chaque instant de calcul la position du front de fusion (en réalité, la position de l'isotherme à 1475°C), et le flux de chaleur passant à cette interface. La figure 24 compare la taille de la zone fondue observée d'après macrographie, à l'isotherme à 1475°C en fin de chauffage calculée avec la méthode inverse. Ces résultats sont également comparés aux résultats du calcul « direct » précédent effectué avec le code\_Aster, qui considérait une densité de flux surfacique gaussienne.



**Figure 24** : comparaison des limites de la Zone Fondue observée sur la macrographie aux isothermes calculées à 1475°C à la fin de la phase de chauffage, dans le cas de la méthode inverse et dans le cas du calcul direct en supposant une répartition gaussienne.

## V.2 Analyse mécanique

### V.2.1 Déplacement et déformée finale

#### V.2.1.1 Disque mince sous transitoire laser unique

Le mouvement du disque en cours d'essai consiste en une montée brutale de son centre, avec un déplacement central de forte amplitude.

Lors du tout début du chauffage, la face supérieure chauffe de façon plus importante que la face inférieure. La dilatation thermique étant par conséquent plus élevée en face supérieure qu'en face inférieure, le centre du disque monte.

A  $t = 10$ s environ, il y'a une hésitation du mouvement du disque, qui correspond à la plastification, et donc à la perte de rigidité du centre du disque en face supérieure. Puis le centre du disque remonte de façon importante, du fait de la forte dilatation thermique.

Après coupure du chauffage, la rétraction due au refroidissement tend à redresser le disque, sans y parvenir totalement. La déformée finale présente une flèche importante, visible à l'œil nu.

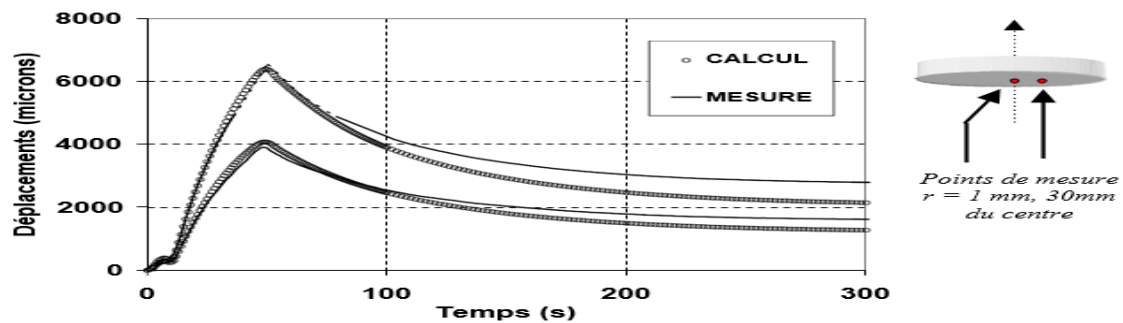


Figure 25 : Evolution temporelle des déplacements axiaux transitoires calculés et mesurés au centre et à 30mm du centre

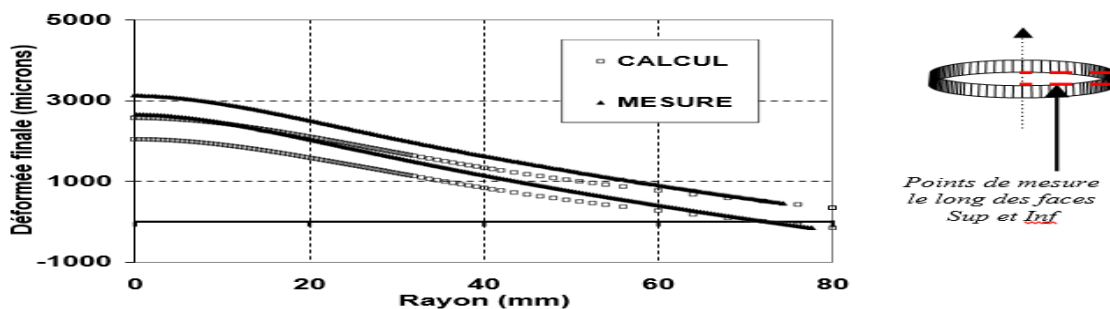


Figure 26 : Déformée finale calculée et mesurée (face inférieure et supérieure)

### **V.2.1.2 Disque épais sous transitoire laser multiple**

Contrairement au cas du disque mince, le mouvement structural du disque épais n'est pas essentiellement un mouvement de flexion.

Au début du chauffage, le disque monte légèrement étant donné que la dilatation en partie supérieure est plus forte qu'en partie inférieure.

Puis le centre de la face supérieure plastifie, et perd sa rigidité. Le disque subit donc un affaissement, en même temps qu'un gonflement de sa partie centrale.

Lors de la coupure du chauffage, la partie centrale supérieure commence à se rétracter, alors que la partie inférieure, qui continue de chauffer par conduction, se dilate. Une chute brutale du disque vers le bas est donc observée.

Après homogénéisation de la température dans le centre, le refroidissement tend à redresser le disque. La déformée finale présente une flèche vers le bas, avec un gonflement de la partie centrale.

La comparaison calcul-expérience est satisfaisante, tant du point de vue des déplacements transitoires que du point de vue de la déformée finale. En effet, les gradients thermiques dans l'épaisseur au cours des phases de chauffage sont plus élevés que dans le cas du disque mince. La précision relative du calcul en ce qui concerne ces gradients est donc meilleure. Etant donné que ce sont ces gradients qui pilotent les déplacements du disque, il est normal que ces derniers soient mieux prédits par le calcul que dans le cas du disque mince.

### **V.2.1.3 Disque épais – soudage TIG**

Malgré une sous-estimation de la zone fondue lors du calcul thermique, la comparaison calcul- expérience est très satisfaisante en termes de déplacements. Ce résultat s'explique sans doute par le fait que lors du calcul thermique, le champ de température est correctement reproduit jusqu'à l'isotherme 1000°C au moins (qui est la limite des températures mesurées, qui sont bien reproduites par le calcul). Au-delà de cette température, la rigidité du matériau est très faible. Par conséquent, une erreur sur les gradients thermiques pour des températures supérieures à 1000°C n'entraîne pas une grande erreur sur la rigidité du matériau à ces températures, et n'entraîne donc pas une grande différence de comportement structural.

Il faut cependant souligner que cet essai est particulier du fait de sa configuration axisymétrique : en effet la partie centrale est chauffée pendant un temps assez long, ce qui entraîne un maintien de la partie centrale à haute température pendant une durée qui n'est pas représentative par rapport aux cinétiques de chauffage observées lors d'une opération de soudage réelle, pour laquelle la source de chaleur est mobile.

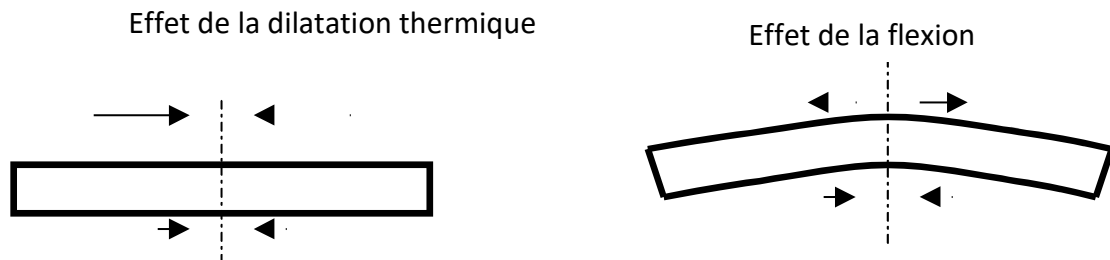
## V.2.2 Contraintes résiduelles

### V.2.2.1 Disque mince sous transitoire laser unique

Dans le cas du disque mince, les contraintes sont générées par deux phénomènes :

D'une part la dilatation et contraction d'origine thermique, qui créent de la compression au chauffage, et de la traction au refroidissement de façon à peu près homogène dans toute l'épaisseur de la partie centrale du disque.

D'autre part le mouvement structural de flexion, qui, au chauffage, crée de la traction en partie supérieure (qui s'oppose à la compression d'origine thermique) et de la compression en partie inférieure (qui s'ajoute à la compression d'origine thermique). Au refroidissement, le phénomène inverse se produit : en face inférieure la traction d'origine thermique s'ajoute à la traction liée au mouvement de flexion vers le bas, alors qu'en face supérieure, la compression liée au mouvement de flexion vers le bas s'oppose à la traction d'origine thermique.



**Figure 27** : Influence du mouvement de flexion sur la formation des contraintes

### V.2.2.2 Disque épais sous transitoire laser multiple

Contrairement au disque mince, le disque épais ne subit pas de mouvement de flexion notable (autobridage plus important). A la fin de tous les transitoires thermiques, la répartition des contraintes résiduelles dans le disque épais ne varie donc pratiquement pas dans l'épaisseur.

	Contraintes calculées		Contraintes mesurées (Diffraction X)	
1 <sup>er</sup> Cycle	Face Sup.	249 MPa	Face Sup.	[175-324] MPa
	Face Inf.	235 MPa	Face Inf.	[183-348] MPa
2 <sup>ème</sup> Cycle	Face Sup.	299 MPa		
	Face Inf.	279 MPa		
3 <sup>ème</sup> Cycle	Face Sup.	340 MPa	Face Sup.	[285-335] MPa
	Face Inf.	296 MPa	Face Inf.	[177-269] MPa

**Tableau 12** : Contraintes résiduelles (radiales égales aux circonférentielles) au centre de la face inférieure du disque sous transitoire thermique multiple



## VI. Conclusion

Une analyse comparative calcul-expérience a été réalisée sur des tests de référence effectués sur structures bidimensionnelles axisymétriques. Différents types de structures et différents types de sollicitation thermiques ont été considérés. Tout d'abord, nous avons considéré le cas de tests sans fusion, pour lesquels la sollicitation thermique était entièrement maîtrisée par le biais d'une méthode inverse de conduction de la chaleur. Un disque mince sous transitoire thermique unique, ainsi qu'un disque épais subissant trois transitoires thermiques d'amplitude décroissante, ont alors été instrumentés et simulés. Après quoi, nous avons considéré le cas d'un test avec fusion, pour lequel une zone fondue non traversante est créée au centre d'un disque épais, au moyen du procédé TIG sans métal d'apport.

Pour les tests hors fusion, il a été mis en évidence que le comportement structural global, ainsi que les paramètres les plus influents, ne sont pas les mêmes selon le type de structure considérée (mince ou épaisse).

Dans le cas d'une structure mince, les effets de flexion sont importants, et ont une influence non négligeable sur la répartition des contraintes résiduelles, en particulier sur les gradients de contraintes dans l'épaisseur, qui peuvent être importants après retour à température ambiante.

Dans le cas d'une structure épaisse, en revanche, les effets de flexion sont faibles, et l'auto-bridage des parties latérales qui restent froides génère des contraintes résiduelles qui sont plutôt homogènes dans l'épaisseur.

Ces tests sans fusion ont été simulés avec les données élasto-viscoplastiques dont l'identification et la validation (à l'échelle de l'élément de volume représentatif uniquement). Ces simulations considèrent un écrouissage isotrope, avec restauration visqueuse à haute température.

La simulation numérique élasto-viscoplastique du disque mince sous transitoire thermique unique donne des résultats satisfaisants en termes de déplacements transitoires, mais la déformée finale reste légèrement sous-évaluée. En revanche, les contraintes résiduelles sont bien reproduites. Dans le cas du disque épais sous transitoires thermiques multiples, la simulation élasto-viscoplastique permet de bien reproduire les déplacements transitoires et résiduels, ainsi que les contraintes résiduelles après chaque transitoire thermique, bien que les contraintes résiduelles après le dernier transitoire soient très légèrement surévaluées.

Pour les tests sans fusion, deux approches différentes ont été considérées du point de vue thermique :

D'une part, le calcul thermique a été effectué en considérant une formulation mathématique classique pour l'apport de chaleur (gaussienne), dont l'intensité a été déterminée d'après les mesures de température. Cette solution est relativement rapide et donne des résultats satisfaisants, mais la forme de la zone fondue n'est pas très bien reproduite, étant donné que les mouvements de convection dans le bain sont ignorés.

D'autre part, une nouvelle méthode inverse a été développée par G. Blanc (CETHIL-INFLUTHERM), afin de retrouver à partir des mesures de température la position du front de

fusion ainsi que le champ de température dans la partie solide à chaque instant. Cette méthode donne des résultats qui peuvent être considérés comme satisfaisants étant donné l'épaisseur des spécimens qui rend l'inversion difficile. En effet pour valider pleinement cette méthode il serait préférable d'envisager d'autres cas tests sur structures plus minces.

Les calculs élasto-viscoplastiques menés à la suite du calcul thermique qui considérait une source de chaleur gaussienne calée sur les températures, donnent des résultats très satisfaisants en termes de déplacements transitoires et résiduels, ainsi qu'en termes de contraintes résiduelles, bien que la forme de la zone fondue ne soit pas parfaitement reproduite.

Dans le cas des tests avec fusion, des calculs purement élastoplastiques avec les données de la littérature semblent toutefois suffisants pour prédire déplacements transitoires, déformée finale et contraintes résiduelles, dans le cas particulier considéré. En ce qui concerne la nature de l'érouissage (isotrope ou cinématique), il semble que, comme cela était observé pour le cas des disques sans fusion, l'hypothèse d'un érouissage cinématique, si elle est adéquate pour le calcul des contraintes, tend à sous-estimer la déformée finale.

## Chapitre 4

### Essais et validations sur structures 3D soudées en repère mobile

#### I. Introduction

Une configuration simplifiée a été traitée dans le chapitre précédent. Les simulations numériques ont permis de déterminer avec un bon niveau de qualité le champ de contraintes résiduelles dans les spécimens, ainsi que les distorsions après refroidissement, mais aussi en cours de soudage.

L'objection principale concernant la pertinence de ces tests, est une représentativité non suffisante par rapport à une opération de soudage réelle, pour laquelle la source de chaleur est mobile.

Dans un objectif de validation de la simulation numérique du soudage, il considère ce chapitre l'étape naturelle suivante qui est la comparaison calcul-expérience sur un test de soudage faisant intervenir une source de chaleur mobile, avec en ce qui concerne la simulation, la prise en compte des acquis du chapitre précédent.

Pour ce nouvel essai, il considère la création d'une ligne de fusion au centre d'une plaque en 316L, non chanfreinée, au moyen du procédé TIG, sans métal d'apport. Un bain de fusion non traversant est créé dans l'épaisseur de la plaque. La torche de soudage se déplace de façon linéaire, à vitesse constante, selon l'axe médian de la plaque.

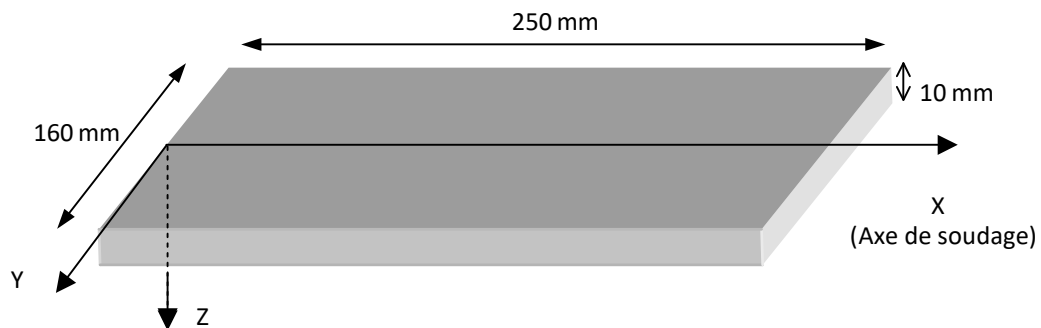
#### II. Moyens expérimentaux

##### II.1 Géométrie et dimensions des éprouvettes

La géométrie des plaquettes est proche de celle des disques utilisés lors du chapitre précédent

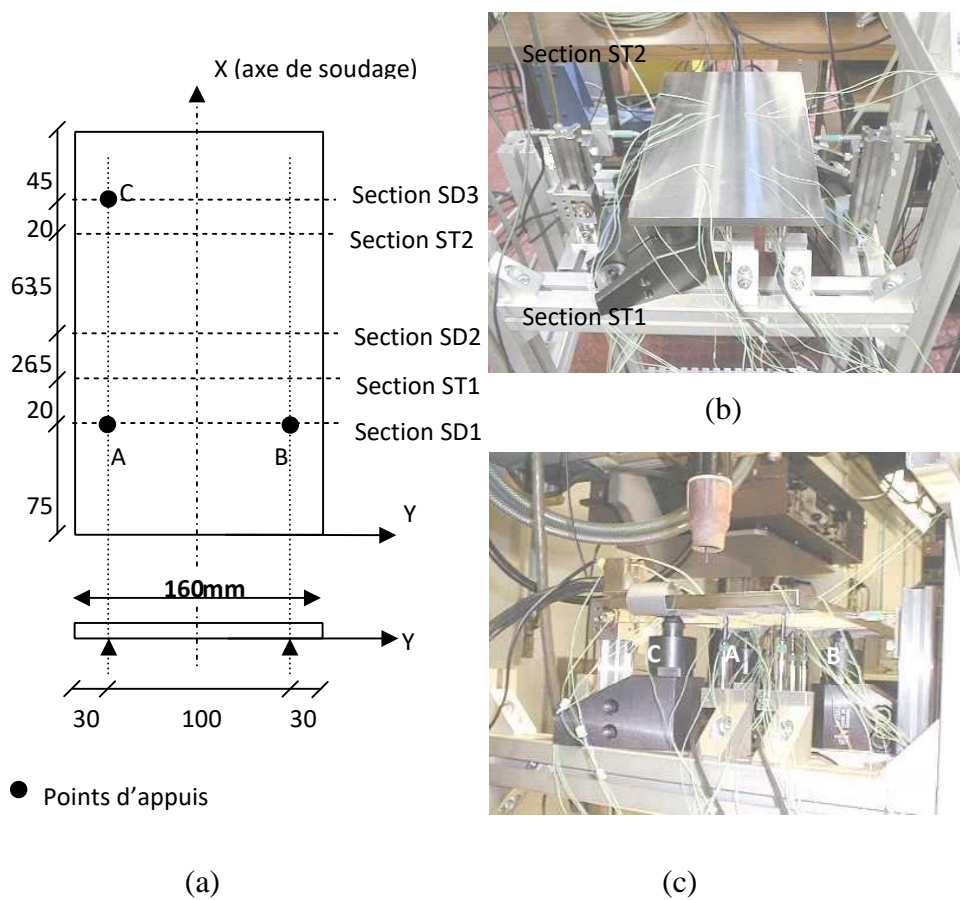
Les dimensions ont été choisies de façon à satisfaire aux critères suivants :

- Dimensions réduites pour permettre des modélisations tridimensionnelles sans conduire à des temps de calcul trop prohibitifs,
- Dimension longitudinale (selon l'axe de soudage) suffisamment importante pour l'établissement d'un état quasi-stationnaire au moins du point de vue thermique,
- Dimension transversale suffisante pour conduire à des déplacements verticaux (selon Z) suffisamment significatifs.



**Figure 28** : dimensions des éprouvettes

## II.2 Dispositif expérimental et mesures réalisées



**Figure 29** : Dispositif expérimental : position des sections instrumentées et des points d'appuis

### **II.2.1 Chargement et liaisons**

Les conditions aux limites mécaniques consistent en 3 points d'appuis (points à têtes rotulées A, B, C fig 29 (a) qui n'empêchent que le déplacement selon l'axe Z. Trois points d'appuis au lieu de quatre permettent d'éviter une rotation de la plaque dans son plan en cours de soudage comme cela est souvent observé sur les essais de ce type.

### **II.2.2 Mesures en cours d'essai**

Comme dans le cas des essais disques, il a fait deux types de mesures sur les spécimens : d'une part des mesures en continu, en cours d'essai, de températures, déplacements, déformation et paramètres de soudage, et d'autre part des mesures post-mortem de métallographie, déformée résiduelle, et contraintes résiduelles.

#### **II.2.2.1 SECTIONS INSTRUMENTÉES**

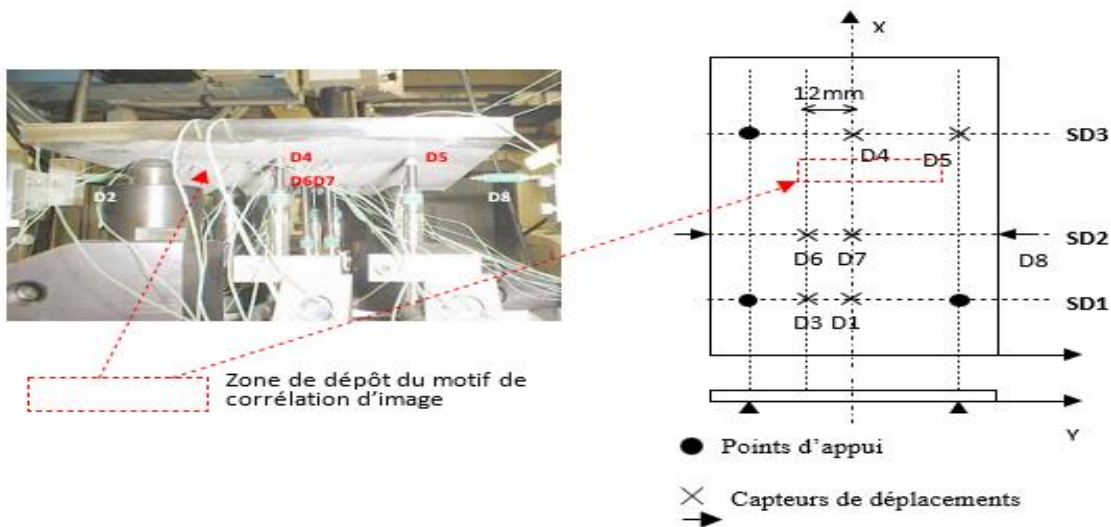
Cinq sections perpendiculaires à l'avancée de la soudure, sont définies : **ST1, ST2** pour les températures, et **SD1, SD2, SD3** pour les déplacements. Pour des raisons pratiques de nonencombrement ces sections ne sont pas situées au même niveau, comme spécifié sur la figure 29 (a).

#### **II.2.2.2 MESURES DE TEMPÉRATURES**

Les thermocouples sont implantés en face supérieure et inférieure, dans les sections ST1 et ST2, sur toute la largeur de la plaque. En face supérieure, les thermocouples s'arrêtent à une distance de 10mm par rapport à l'axe de soudage. Quelques thermocouples sont également implantés dans les sections SD1 et SD2, pour recaler dans le temps l'évolution de la température d'une section à l'autre.

#### **II.2.2.3 MESURE DE DÉPLACEMENTS**

Les 8 capteurs inductifs ont une précision de quelques microns, pour une course maximale de +/-2mm.



**Figure 30** : Position des capteurs de déplacements : Verticaux (D1, D3, D6, D7, D4, D5) et latéraux (D2, D8) et zone de mesure de corrélation d'image

### II.2.2.4 Mesures de déformations par corrélation d'image numérique

Des mesures de déformations plein champ sur la face inférieure sont effectuées par corrélation d'image numérique, en utilisant le logiciel Sifasoft du LMSo de l'INSA de Lyon

Des mesures ont également été effectuées au CEA en utilisant le logiciel de corrélation *Veddac*.

### II.2.2.5 Mesures des paramètres de soudage

La tension, et l'intensité sont mesurées en continu au cours de l'essai (enregistreurs SEFRAM), pour les deux tests. Le déplacement de la torche de soudage est également enregistré pour contrôler la vitesse d'avancée de la torche.

## II.2.3 Mesures Post-Mortem

### II.2.3.1 Déformée résiduelles

Ces mesures sont effectuées au laboratoire de métrologie de l'INSA au moyen d'un palpeur, pour les deux tests, dans les sections SD1 et SD2 (scanning des faces inférieure et supérieure sur toute la largeur de la plaque). Elles permettent également de quantifier la symétrie de la déformée.

### II.2.3.2 Microstructures

Il s'agit des mesures classiques de dureté, macrographies de la zone fondue. Des coupes, transversales à l'avancée de la soudure, sont effectuées en plusieurs sections de façon à vérifier la constance de la pénétration et l'étalement de la zone fondue en cours d'essai.

### II.2.3.3 Contraintes résiduelles

Des mesures de contraintes résiduelles en surface supérieure et inférieure des échantillons pour deux sections droites, perpendiculaires à la direction de soudage, sont réalisées après polissage électrolytique, selon une procédure similaire à celle suivie pour les disques. La profondeur de polissage est de 500 microns.

## III. Types d'essais réalisés

### III.1 Spécificité des tests réalisés

Les paramètres de soudage pour ces deux tests sont spécifiés dans le tableau 13.

Les figures 31 (a) et (b) donnent les valeurs d'intensité et de tension, enregistrées pour les deux tests. Les paramètres de soudage varient très peu lors du soudage (+ ou - 1V sur la tension).

Test n°1	Test n°2
<b>Intensité : 150A</b> <b>Tension : 10V</b> <b>Vitesse de soudage : 60mm/min</b>	<b>Intensité : 150A</b> <b>Tension : 10V</b> <b>Vitesse de soudage : 40mm/min</b>
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Electrode en tungstène thorié, diamètre 1,6mm, angle d'affûtage 30°</li> <li>- Débit de gaz (argon pur) = 11 litres/min</li> <li>- Sortie d'électrode par rapport à la buse = 10mm</li> </ul>	

Tableau 13 : Spécificité des tests réalisés

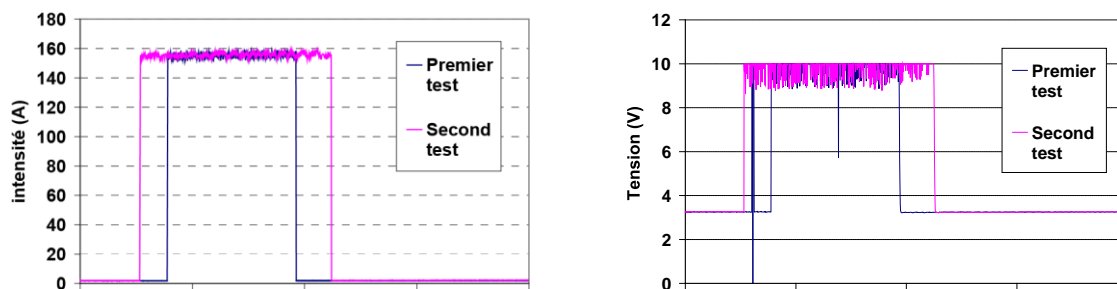


Figure 31 : Paramètres de soudage pour les deux tests : a) intensité ; b) tension

## **III.2 Commentaires sur les résultats expérimentaux**

### **III.2.1 Températures**

Les températures maximales atteintes en face inférieure sous la ligne de fusion sont respectivement de 750°C et 900°C environ, pour les tests 1 et 2. La durée du soudage est respectivement de 230s pour le premier test et de 345s pour le second test.

La vitesse maximale de montée en température d'un point situé sous l'axe de soudage en face inférieure est de l'ordre de 28°C/s pour le test n°1 et de 19°C/s pour le test n°2.

### **III.2.2 Zone fondue**

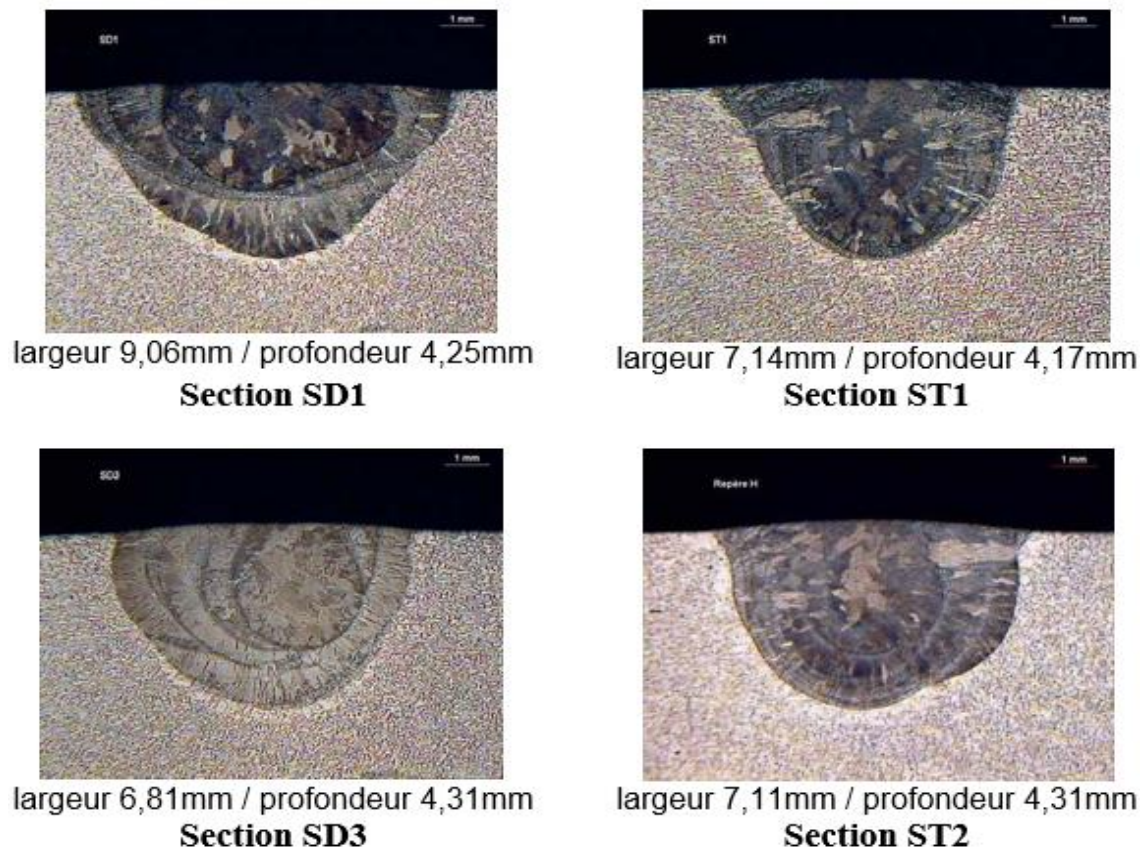
Les macrographies de zone fondue sont présentées sur les figures 32 et 33 (pour la position de ces sections par rapport à l'avancée de l'axe de soudage, cf. fig. 29)

Il a constaté, dans le cas du test n°2 (avec une vitesse d'avancée de 40mm/min), que la forme du bain de fusion, bien que relativement stable, fluctue quelque peu. En outre, la forme du cordon présente un caractère irrégulier pour le début du soudage : le cordon de soudure est plus large et moins pénétrant. A partir d'une certaine distance du bord de la plaque (5 cm environ, c'est à dire déjà en régime établi), le bain s'est stabilisé. il a noté que cette perturbation du cordon en début de soudage, probablement liée à des fluctuations minimales des paramètres de soudage, n'a pas été observée pour le test n°1.

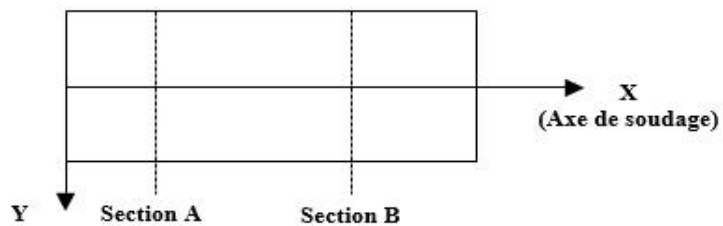
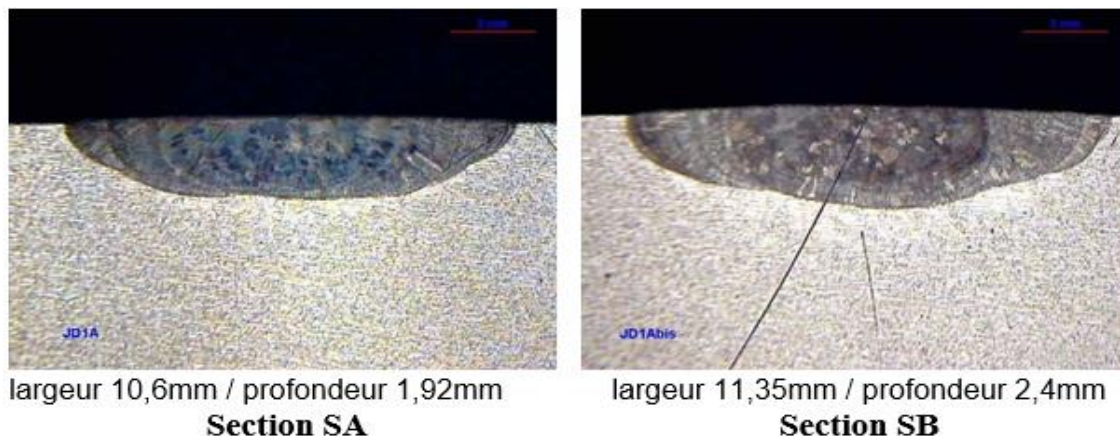
Les macrographies présentées sur la figure 33 n'ont pas été observées directement sur la plaque constitutive du test n°1, mais sur une autre plaque ayant subi les mêmes conditions de soudage (essai doublé), la plaque de l'essai n° 1 étant dédiée aux mesures de contraintes résiduelles.



**Second Test (V=40mm/min)**



**Figure 32** : Zones fondues observées pour le test n°2 (V=40mm/min)



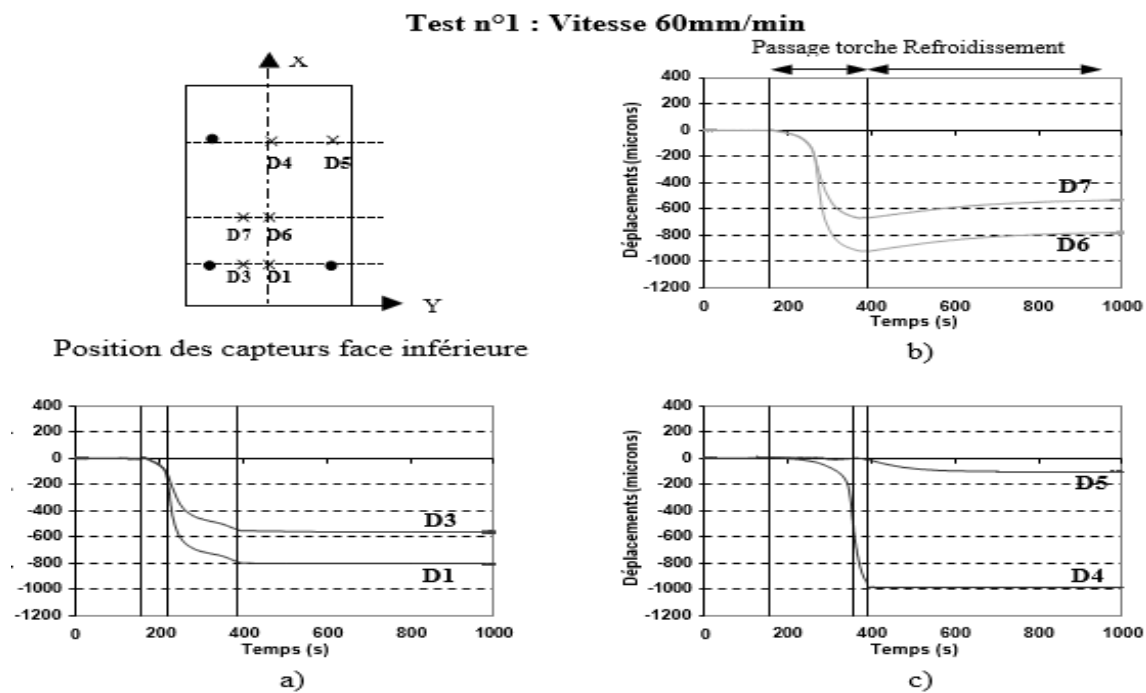
**Figure 33** : Zones fondues observées pour un test similaire au test n°1 (V = 60mm/min)

### III.2.3 Déplacements transitoires et déformée finale

Les flèches maximales obtenues sont similaires (environ 1mm de flèche maximale) pour les deux essais. Les deux vitesses considérées (40mm/min et 60mm/min) conduisent donc à des résultats mécaniques très proches en termes de déplacements.

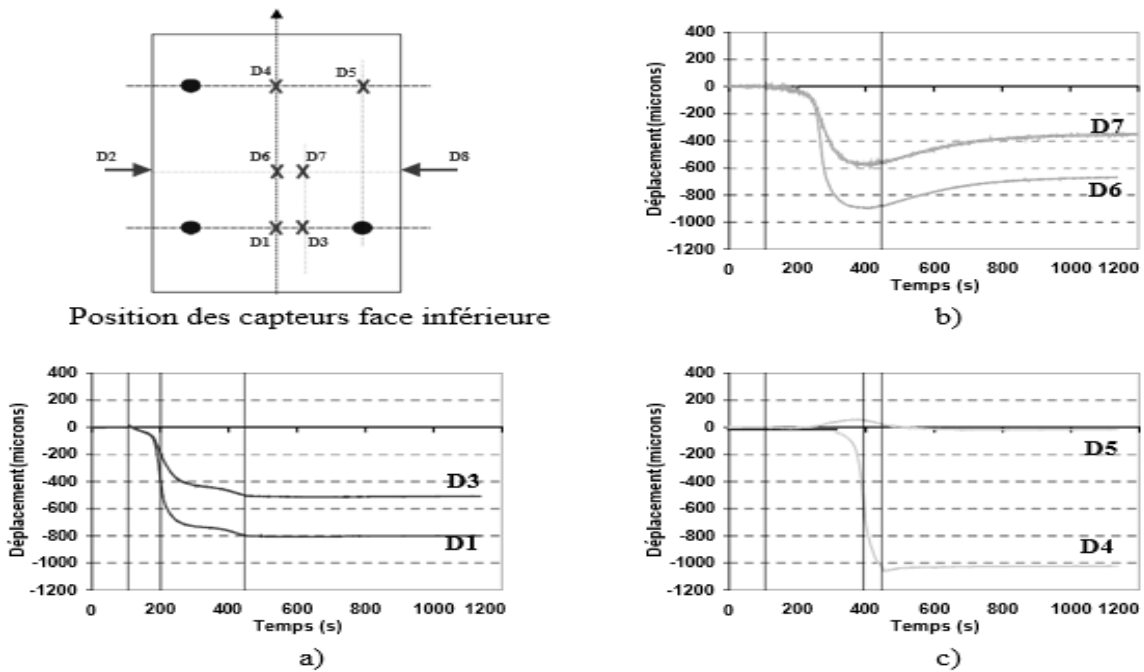
Lors du soudage, la partie inférieure de la plaque s'affaisse. La plaque se creuse en V, symétriquement par rapport à la ligne médiane, mais l'affaissement se fait également dans la direction longitudinale : en effet les déplacements D6 et D7, dans la partie centrale de la plaque, ont une amplitude supérieure à D1 et D3, situés entre les deux premiers plots d'appuis. A l'instant de la coupure du chauffage, on constate un changement de pente sur la courbe des déplacements. Ce changement de pente correspond à une légère chute des déplacements, similaire à celle qui était observé sur les disques épais lors de la coupure du chauffage

Enfin, les déplacements latéraux de la plaque (D8, D2, demeurent faibles.



**Figure 34** : Evolution des déplacements verticaux en fonction du temps dans les sections SD1, SD2, SD3 : a) Capteurs D1, D3 ; b) Capteurs D6, D7 ; c) Capteurs D4, D5

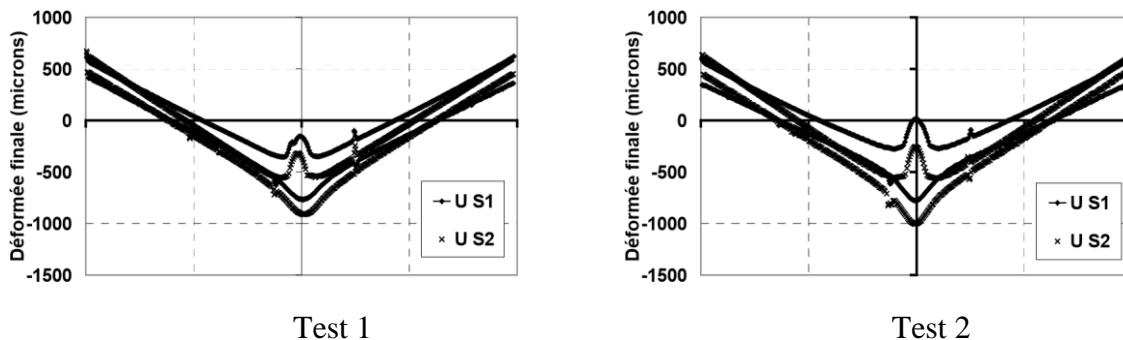
**Test n°2 : vitesse 40mm/min**



**Figure 35** : Evolution des déplacements verticaux en fonction du temps dans les sections SD1, SD2, SD3 : a) Capteurs D1, D3 ; b) Capteurs D6, D7 ; c) Capteurs D4, D5

**III.2.4 Déplacements résiduels et déformations résiduelles**

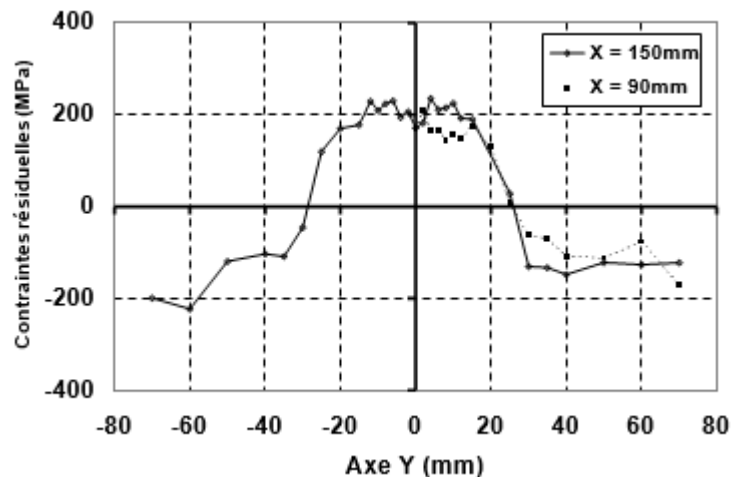
Il a constaté que La déformée finale présente une flèche vers le bas d'amplitude 1mm environ. La figure 36, qui donne les déformées résiduelles (face supérieure et inférieure) dans le plan (Y,Z), pour deux sections perpendiculaires à l'axe de soudage (sections d'appuis SD1 et SD2), indique une symétrie satisfaisante. En effet, la non symétrie des conditions d'appuis dans la section SD1 n'induit pas de dissymétrie notable de la déformée finale. Cependant l'amplitude de la déformée est légèrement différente selon la section transversale considérée (SD1 ou SD2).



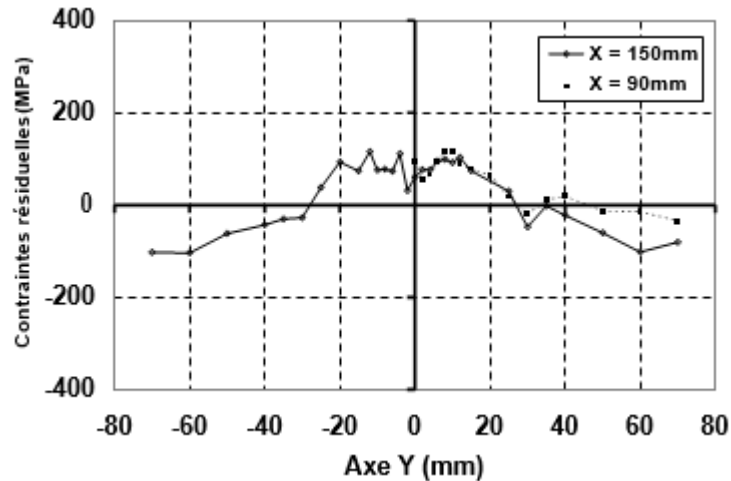
**Figure 36** : Déformée test 1 et 2 section SD1, SD2

### III.2.5 Contraintes résiduelles

Les mesures de contraintes résiduelles effectuées en face inférieure, pour deux sections transversales à la ligne de soudage, sont représentées sur les figures ci-dessous. La répartition de contrainte est similaire pour les deux sections, et la symétrie est mise en évidence de façon relativement satisfaisante.



**Figure 37** : Contraintes résiduelles longitudinales mesurées en face inférieure par diffraction de rayons X, pour deux sections transversales à la ligne de soudage – Test n°1



**Figure 38** : Contraintes résiduelles transversales mesurées en face inférieure par diffraction de rayons X, pour deux sections transversales à la ligne de soudage – Test n°1

Les contraintes les plus importantes sont les contraintes longitudinales  $\sigma_{xx}$  (dans la direction de l'axe de soudage). Le centre de la plaque est en traction, tandis que les bords sont en compression. Dans le cas des contraintes transversales  $\sigma_{yy}$  (perpendiculaires à la direction de l'axe de soudage), les contraintes situées vers les bords ne sont pas nulles, alors qu'elles devraient l'être (bord libres). Ceci montre que l'incertitude de mesure par diffraction de rayons X est assez élevée.

#### **IV. Simulations numériques : objectifs**

D'après son étude sur structures axisymétriques, présentée au chapitre précédent, que les simulations numériques étaient prédictives, sous réserve d'une part d'avoir des données matériau suffisamment fines, et d'autre part d'avoir une source de chaleur suffisamment bien ajustée.

L'un de ces objectifs de la simulation numérique des essais en repère mobile est de juger de la qualité des résultats numériques d'une part lorsque la modélisation est la plus fine possible, et d'autre part dans le cas de simulations plus grossières ou simplifiées.

Pour modéliser ces essais en repère mobile, il s'est nécessaire de faire un choix en ce qui concerne la dimension de la modélisation : bidimensionnelle ou tridimensionnelle.

Nous résumons la partie de la modélisation tridimensionnelle seulement puisque dans le chapitre précédent il a utilisé la modélisation bidimensionnelle. Et d'autre part il a cité que Il est reconnu que ce type de simulation (en déformations planes) conduit à des écarts importants en termes de distorsions, et tend à surestimer les contraintes résiduelles. Cependant il a proposé de quantifier l'erreur induite par ce type de modélisation, dans ce cas particulier, en termes de distorsions et de contraintes résiduelles, par rapport aux résultats de simulations tridimensionnelles.

- **Simulations tridimensionnelles**

Dans un premier temps, des simulations entièrement tridimensionnelles seront réalisées, en considérant les paramètres les plus appropriés et notre connaissance la plus fine du matériau utilisé, déjà validée au cours des deux chapitres précédents. Ces simulations élasto-viscoplastiques représenteront les calculs de référence, et les résultats numériques obtenus à l'issue de ces simulations seront confrontés aux résultats expérimentaux pour en apprécier la qualité. Puis, toujours en considérant une simulation tridimensionnelle, des simulations adoptant différents paramètres matériaux seront effectuées afin de peser la sensibilité des résultats numériques obtenus vis-à-vis données matériau.

- **Simulations bidimensionnelles**

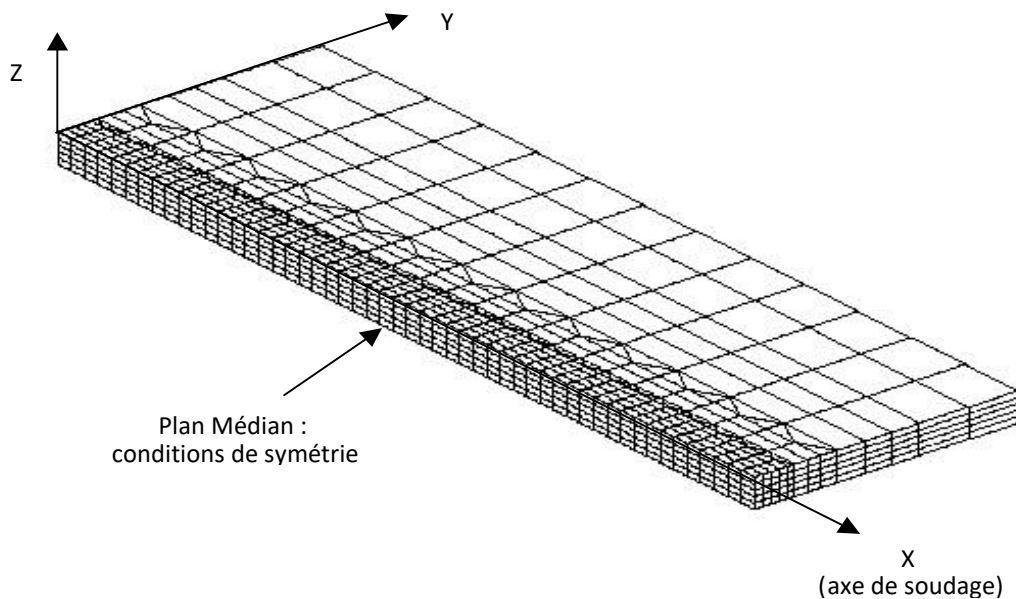
Nous notons que Il a cité que les données matériaux pour ce type de simulation seront les plus fines dont il dispose, ce qui correspond au cas du calcul tridimensionnel élasto-viscoplastique de référence.

#### **V. SIMULATIONS NUMERIQUES TRI-DIMENSIONNELLES : MISE EN DONNEES**

##### **V.1 MAILLAGE**

Etant donnée la symétrie du problème, il a maillé que la moitié de la plaque. D'après lui seul le problème thermique peut être considéré comme vraiment symétrique, car d'un point de vue mécanique, la plaque est posée sur trois points d'appuis et non quatre. Cependant, les mesures de déplacements ont montré que l'hypothèse de symétrie peut raisonnablement être effectuée

Le maillage tridimensionnel de la plaque est donné ci-dessous. Les éléments sont prismatiques, quadratiques. 5 éléments sont placés dans l'épaisseur de plaque. Le maillage comporte 9956 nœuds et 3549 éléments. La taille d'un élément dans la zone centrale est de  $2 \times 2,5 \times 5$  mm.



**Figure 39** : Maillage utilisé pour les calculs tridimensionnels

## V.2 Modélisation thermique

### V.2.1 Calage de l'apport de chaleur en quasi-stationnaire

Avant qu'il mène la simulation tridimensionnelle transitoire, il a pris en compte le déplacement de la source de chaleur, il a donc calé les paramètres de cette source.

Pour cela, un volume  $\Omega'$  intérieur à la plaque, supposé infiniment longue dans la direction de soudage, est maillé. L'équation de la chaleur est traitée dans un repère lié à la source.

#### V.2.1.1 Conditions aux limites thermiques et procédure de calage de l'apport de chaleur

Le calage des sources a consisté à déterminer la valeur du coefficient  $\eta$  qui permet, pour une forme de source donnée, de reproduire au mieux le champ de température mesuré en face inférieure. Pour chaque type de source, nous avons considéré les deux tests (test n°1 avec une vitesse de soudage de 60mm/min, et test n°2 avec une vitesse de 40mm/min).

#### V.2.1.2 PARAMÈTRES THERMOPHYSIQUES

Pour résoudre l'équation de la chaleur, une formulation enthalpique est utilisée. Les paramètres thermophysiques (enthalpie et conductivité en fonction de la température) sont identiques à ceux utilisés pour les simulations sur structures axisymétriques.

### **V.2.1.3 Résultats obtenus pour différentes sources de chaleur**

En outre, le paramètre  $\eta$  obtenu pour un modèle de source de chaleur est identique selon l'essai considéré (test n°1 ou n°2). La vitesse de soudage, dans notre cas, n'a donc pas d'effet sur le paramètre  $\eta$ , sans doute parce que l'écart entre les deux vitesses est trop faible.

### **V.2.1.4 Conclusion sur le calcul thermique quasi-stationnaire**

Un recalage sur les températures, lorsque cela est possible, semble toutefois préférable à un recalage sur des macrographies de la zone fondue, qui ne donnent pas suffisamment d'informations.

Les différents types de sources considérés conduisent à des résultats similaires en températures mais également, et c'est plus surprenant, en zone fondue. Ces faibles différences selon le modèle de source utilisé peuvent sans doute s'expliquer par le fait que dans notre cas, la zone fondue est d'une pénétration relativement faible.

## **V.2.2 Calcul tridimensionnel pas à pas**

Après calage de la source, le calcul complet transitoire tridimensionnel est effectué sur le maillage présenté sur la figure 39. La source de chaleur triangulaire se déplace le long de l'axe Y, en s'allumant et en s'éteignant à 10mm des bords de la pièce. Pour la phase de refroidissement, les échanges thermiques avec le milieu extérieur se font entièrement par convection et rayonnement sur toutes les faces, avec les valeurs de coefficient d'échange et d'émissivité spécifiés. Bien que les effets de la chaleur latente soient pratiquement négligeables dans le cas particulier considéré, celle-ci est tout de même prise en compte. Les paramètres thermophysiques fonction de la température et la chaleur latente utilisée sont identiques à ceux du calcul quasi-stationnaire.

## **V.3 Modélisation mécanique**

### **V.3.1 Chargement et conditions limites mécaniques**

Le calcul mécanique est effectué en poursuite du calcul thermique. Ce sont les cartes de températures, à chaque pas de temps, issues du calcul thermique transitoire, qui constituent donc le chargement de la structure.

### **V.3.2 Loi de comportement adoptée et paramètres thermomécaniques**

#### **V.3.2.1 Calcul de référence élasto-viscoplastiques**

Les calculs menés sont des calculs élasto-viscoplastiques, en grandes déformations. La loi de comportement utilisée ainsi que les paramètres thermomécaniques fonction de la température, sont identiques à ceux utilisés pour les calculs sur disques sous transitoires thermiques laser. Il s'agit des paramètres issus de la caractérisation.

#### **V.3.2.2 Calcul avec différentes données matériau**

Deux calculs tridimensionnels purement élastoplastiques sont donc effectués :

- Un calcul utilisant les données matériau élastoplastiques issues de la caractérisation, en

considérant une température de coupure de 1100°C, au-delà de laquelle les paramètres sont constants. Un écrouissage linéaire isotrope est considéré.

- Un calcul utilisant les données matériau issues de la littérature (données CEA-EDF, cf. annexe), en considérant également une température de coupure de 1100°C, au-delà de laquelle les paramètres sont constants. Un écrouissage linéaire isotrope est également considéré.
- 

## VI. Analyses comparatives calcul-expérience

Dans cette partie, les comparaisons thermiques et mécaniques entre les résultats expérimentaux et numériques, sont présentés. L'adéquation calcul-expérience est analysée et commentée, pour les différents types de calculs considérés.

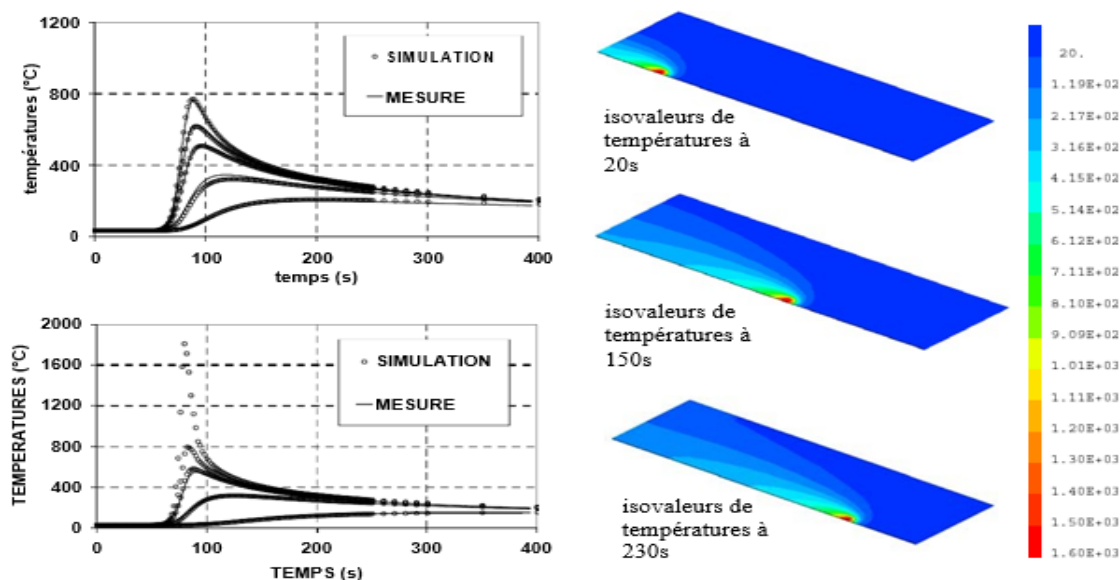
### VI.1 Simulations 3D complètes

#### VI.1.1 Analyse thermique

##### VI.1.1.1 Températures

En face supérieure, l'adéquation calcul-expérience est également très bonne aux points de mesure, qui s'arrêtent toutefois à 10mm de l'axe central. Les vitesses de montée en température calculées au centre de la face supérieure sont de l'ordre de 80°C/s à 150°C/s selon la vitesse de soudage (40 ou 60mm/min).

Les isovaleurs de températures autour de la zone fondue sont également représentées sur la figure 4.22. D'une manière générale, le champ de température semble très bien reproduit par la simulation.



**Figure 40** : Evolutions de températures en fonction du temps, en face supérieure, (Y = 0, 8, 10, 20, 50mm) et inférieure (Y = 0, 8, 11, 20, 35mm); Test n°1 (V=60mm/min)



### VI.1.1.2 Zone fondue

Les résultats en zones fondues pour les deux tests, dans le cas du calcul tridimensionnel, sont présentés sur la figure 41. La taille de la zone fondue est comparée pour les deux sections transversales à la ligne de soudage (sections SD1 et SD2, pour leur localisation), en revanche, la profondeur de pénétration est légèrement sous-estimée par le calcul, qui prévoit une zone fondue plus étalée.

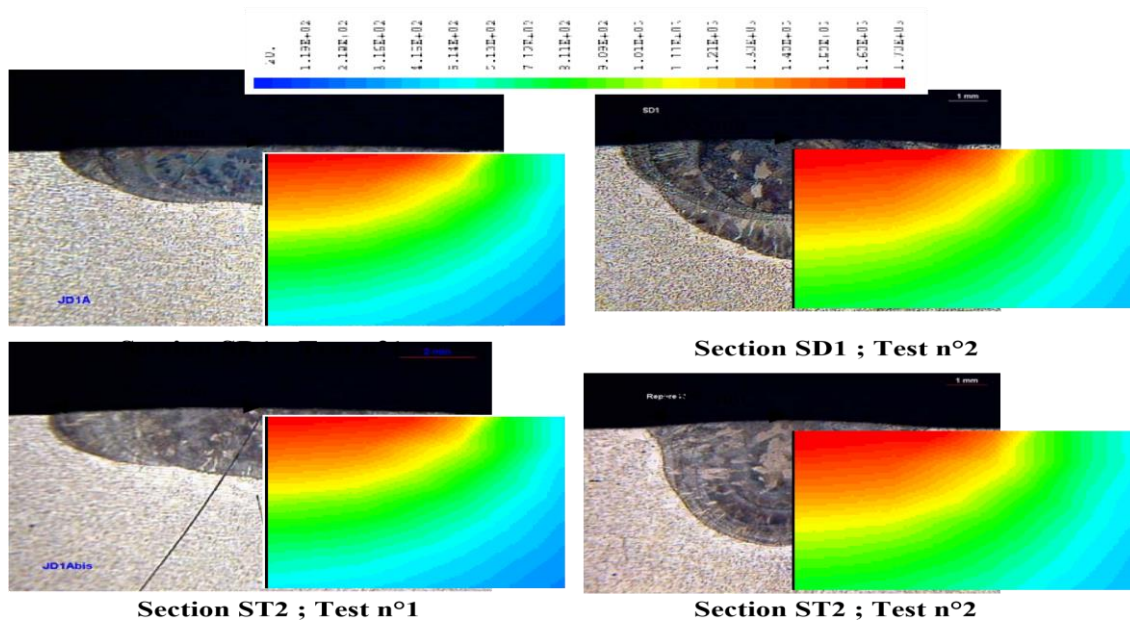


Figure 41 : comparaison des zones fondues calculées aux relevés macrographiques

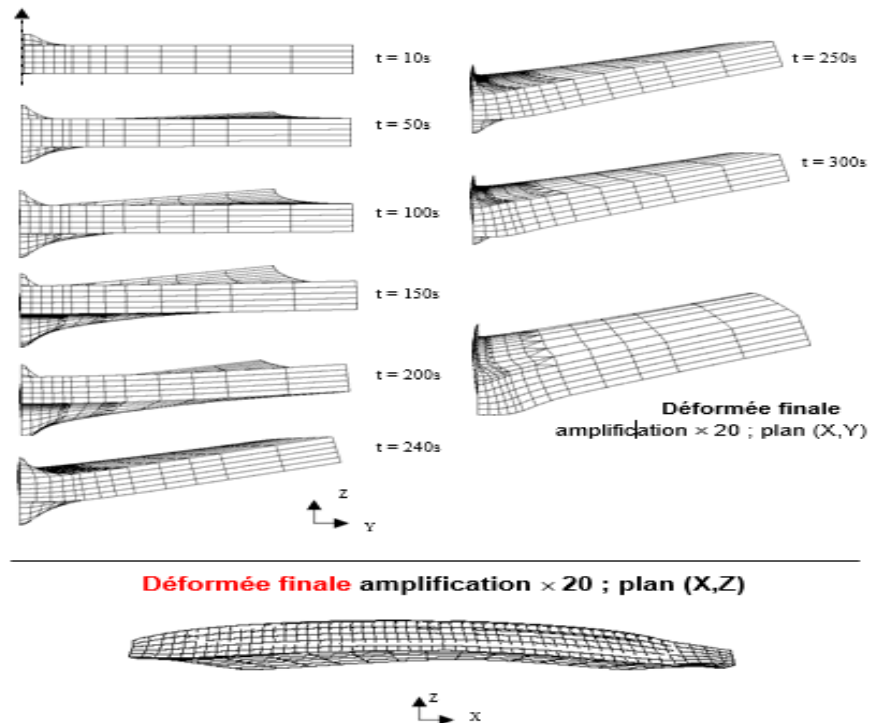
## VI.1.2 Analyse mécanique : calcul de référence

### VI.1.2.1 Déplacements transitoires et déformée finale

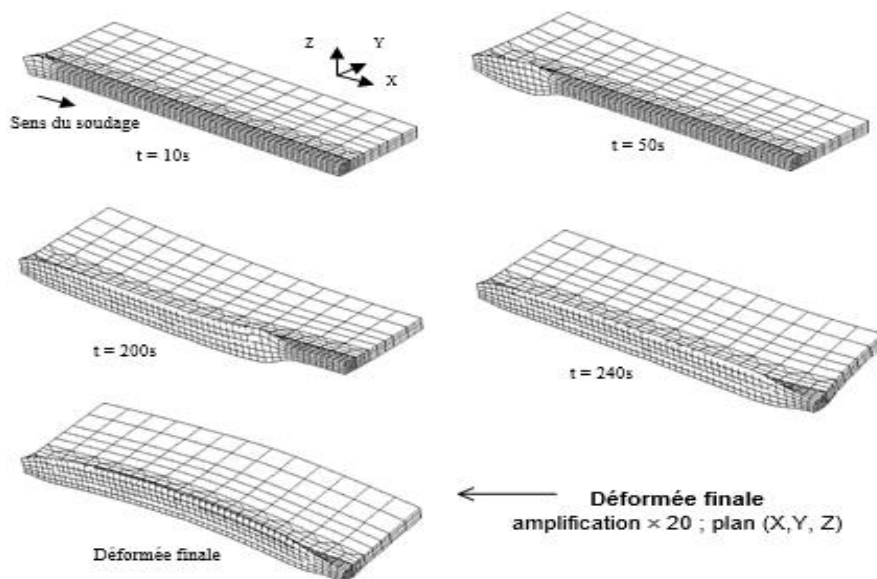
Les figures 42 et 43 indiquent la façon dont la plaque se déforme en cours d'essai. Le gonflement de la partie centrale située juste sous la ligne de déplacement de la torche est mis en évidence.

Un effet de flexion est visible à la fois autour de l'axe X (la plaque se creuse en « V »), mais également autour de l'axe Y. En effet, lors de la phase de refroidissement, le centre de gravité de la plaque remonte (cf. déplacements des capteurs D6 et D7), et la plaque, qui fléchit autour de Y, présente une déformée finale bombée vers le haut dans le sens longitudinal. En revanche, dans les sections SD1 et SD3 (les sections transversales à la ligne de soudage, aux niveaux de chaque ligne d'appui), la déformée finale présente une flèche vers le bas, qui est plutôt bien reproduite par le calcul. L'allure de la déformée est par ailleurs similaire à celle observée sur les disques, avec une flèche vers le bas, et un gonflement important de la partie centrale. Pour

les deux tests, la déformée de la face inférieure est correctement estimée par le calcul. En face supérieure, la déformée est légèrement sous-estimée. De plus, l'adéquation calcul-expérience est meilleure pour la section SD1, qui présente une meilleure symétrie pour les conditions d'appui.



**Figure 42** : Déformée calculée pour différents instants ; Test n°2



**Figure 43** : Déformée calculée pour différents instants ; Test n°1

### VI.1.2.2 Contraintes résiduelles

La figure 44 donne les isovaleurs de contraintes résiduelles obtenues après retour à température ambiante. Les tests n°1 et 2 donnent des résultats tout à fait similaires. La vitesse de déplacement de la torche n'a donc pratiquement pas d'effet sur la répartition des contraintes résiduelles dans le cas particulier considéré.

En ce qui concerne les contraintes résiduelles, seules les composantes  $\sigma_{xx}$ , (contraintes longitudinales, dans la direction de l'axe de soudage),  $\sigma_{yy}$  (contraintes transversales, perpendiculaires à l'axe de soudage) et  $\sigma_{xy}$  sont non négligeables : les autres composantes du tenseur sont quasiment nulles. En réalité, l'état de contrainte est presque uniaxial, la contrainte longitudinale étant beaucoup plus importante que les autres.

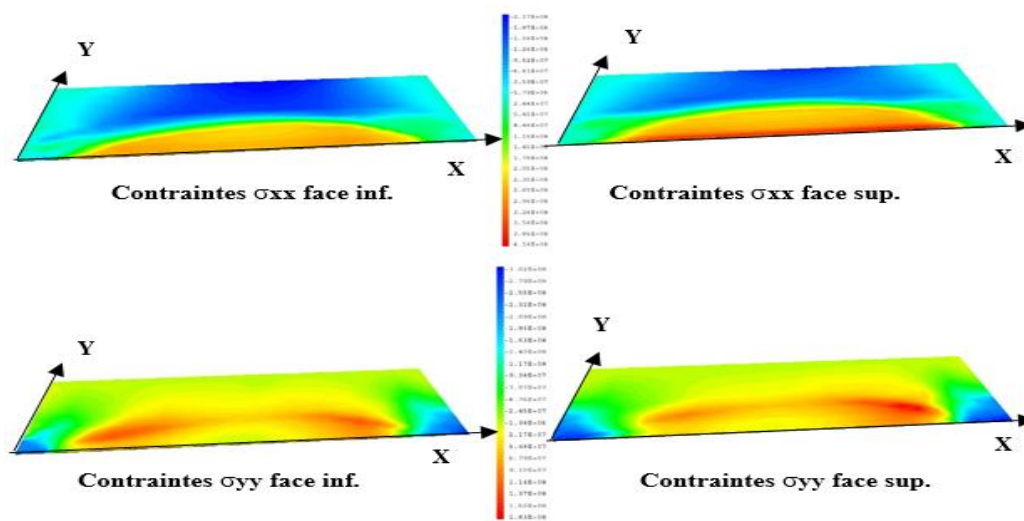


Figure 44 : Isovaleurs de contraintes résiduelles – test n°1

- Contraintes longitudinales  $\sigma_{xx}$

La répartition des contraintes en fonction de l'axe Y en face inférieure et supérieure de la plaque, pour différentes sections transversales, montre que la répartition des contraintes longitudinales est pratiquement constante le long de la majeure partie de l'axe de soudage : le centre de la plaque est en traction, alors que les bords sont en compression.

*Remarque* : l'allure des contraintes longitudinales le long de Y pour une section transversale est très similaire à la répartition des contraintes circonférentielles en fonctions du rayon, observées sur les disques épais.

Les effets de bords sont visibles sur les isovaleurs présentées sur la fig. 44 : les contraintes longitudinales sont bien sûr égales à zéro sur les bords libres de la plaque, en  $X=0$  et  $X=260\text{mm}$ . En outre il a constaté que les gradients de contraintes longitudinales dans l'épaisseur sont faibles, et l'état de contraintes longitudinales est similaire en partie supérieure et inférieure.

- Contraintes transversales  $\sigma_{yy}$

Les isovaleurs présentées sur la figure 44 montrent également les effets de bords sur la répartition des contraintes transversales. Les contraintes transversales aux bords de la plaque (en  $X=0$  et  $X=260$ ) sont de compression, alors que le long de la majeure partie de l'axe de soudage, elles sont de traction. Leur intensité est maximale à proximité du centre de la plaque. Les contraintes transversales sont bien entendu nulles sur les bords latéraux de la plaque (en  $Y = +$  ou  $- 80\text{mm}$ ). En outre, le gradient de contraintes dans l'épaisseur, bien que plus important que pour les contraintes longitudinales, reste modéré.

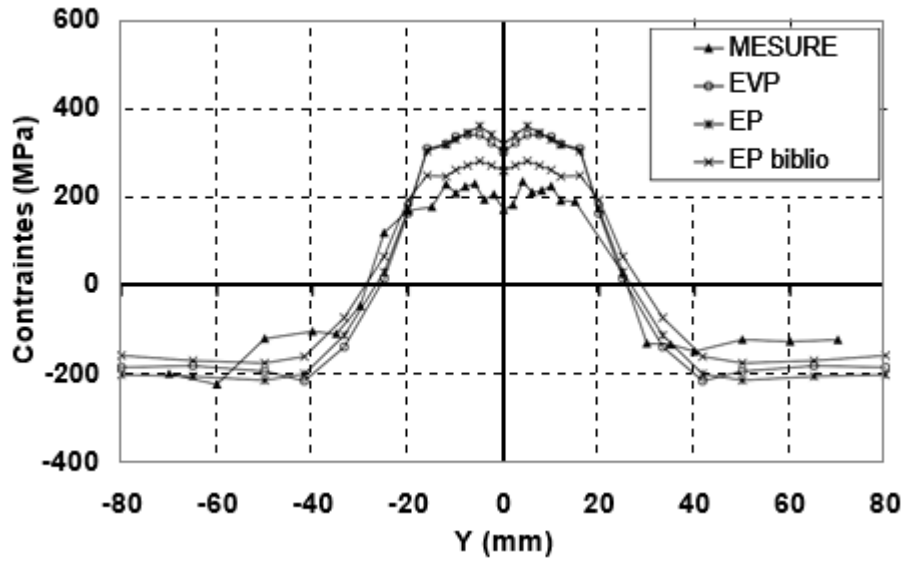
Enfin, la répartition des contraintes transversales en fonction de  $Y$  le long de l'axe de soudage n'est pas constante : ceci peut être lié au mouvement structural (flexion) de la plaque

### **VI.1.3 Analyse mécanique : calcul avec différentes données matériau**

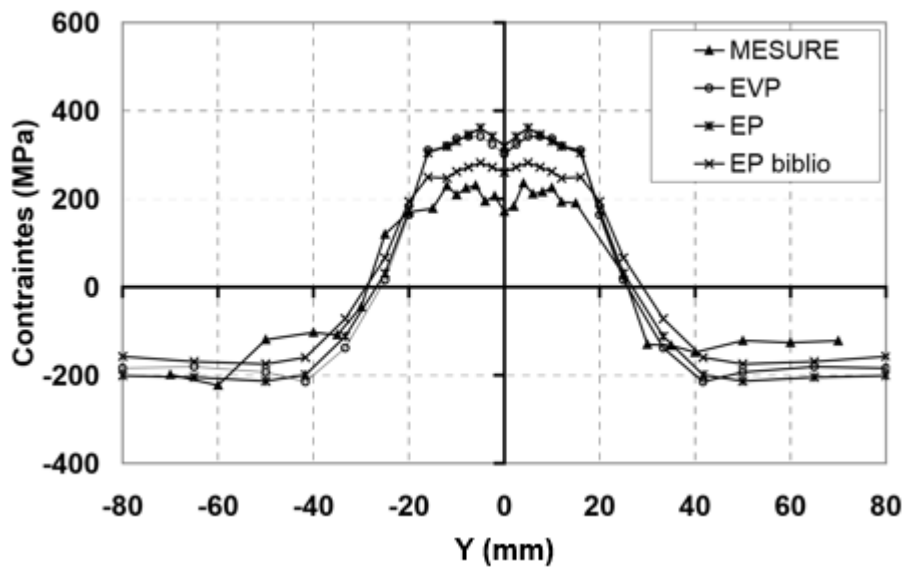
Les figures 45 et 46 comparent les résultats des trois calculs (EVP, EP, EP biblio) en contraintes résiduelles, pour la face supérieure de la section transversale située au niveau des deux premiers plots d'appuis (section SD1). Les trois calculs donnent des résultats similaires en ce qui concerne les contraintes transversales ; en revanche l'amplitude des contraintes longitudinale dans la zone centrale est légèrement inférieure dans le cas du calcul avec les données de la littérature.

Le fait qu'il n'y ait pas de différence entre les contraintes calculées avec ou sans viscosité, avec les données de la caractérisation du matériau, semble conforter l'hypothèse que si les contraintes sont surévaluées, c'est que l'influence de la restauration visqueuse de l'écroutissage à haute température (qui tend à abaisser le niveau de contraintes final au centre de la plaque) a été sous-estimé.

L'observation des résultats en contraintes résiduelles conforte donc les conclusions énoncées au chapitre 3, à savoir que dans le cas des structures épaisses, la prise en compte ou non de la viscosité a peu d'influence sur les déplacements transitoire, ainsi que sur les contraintes résiduelles. En revanche, les données matériau de la littérature, si elles permettent de retrouver un niveau de contraintes résiduelles correct dans le cas considéré, conduisent à une sous-estimation de l'amplitude des déplacements transitoire et de la déformée finale.



**Figure 45** : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test 1



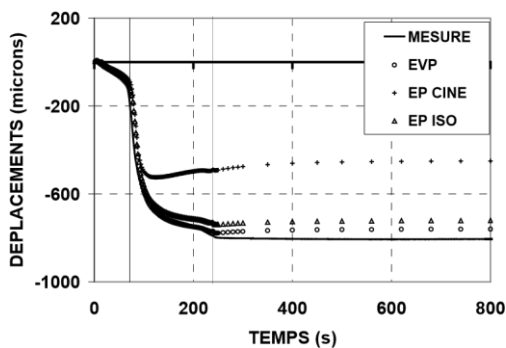
**Figure 46** : Contraintes résiduelles transversales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test 1

#### VI.1.4 Analyse mécanique : effet de la nature de l'érouissage

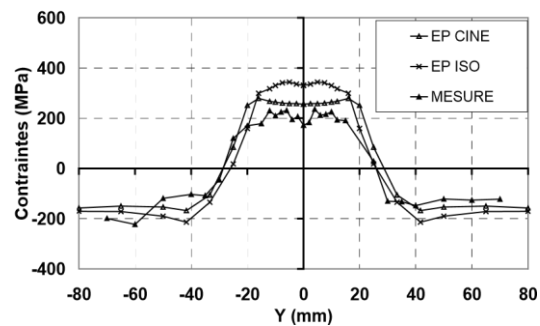
En effet, la partie centrale de la plaque étant soumise à un érouissage en compression au chauffage, puis en traction au refroidissement, l'hypothèse d'un érouissage cinématique tendrait à réduire l'intensité des contraintes finales dans la partie centrale, comme cela était observé dans le cas des essais de type satoh. Les figures 47 et 48 ci-dessous comparent les résultats obtenus pour les différents calculs (EP iso, EP cine et EVP).

Il a constaté que le calcul élasto-plastique avec écrouissage cinématique conduit en effet à un niveau de contraintes résiduelles satisfaisant (fig. 48). Cependant, la comparaison sur la courbe de déplacement indique que l'hypothèse d'un écrouissage cinématique conduit à une sous-estimation très importante de l'amplitude des déplacements après passage de la source et lors du refroidissement. L'hypothèse d'un écrouissage cinématique n'est donc pas pertinente pour le calcul des déplacements. Cela confirme par ailleurs les résultats obtenus sur les disques au chapitre précédent.

Bien entendu la nature de l'écrouissage du matériau devrait être dans la réalité une combinaison isotrope-cinématique, toutefois il semblerait que l'écrouissage soit plutôt de nature isotrope, car l'adéquation calcul-expérience semble meilleure sur les déplacements (pour lesquels la mesure est précise et plus fiable).



**Figure 47** : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D1) ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations EVP et EP avec écrouissage isotrope ou cinématique - Test 1



**Figure 48** : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations EP avec écrouissage isotrope ou cinématique – Test 1

## VI.2 Simulations 2D (1) : section transversale

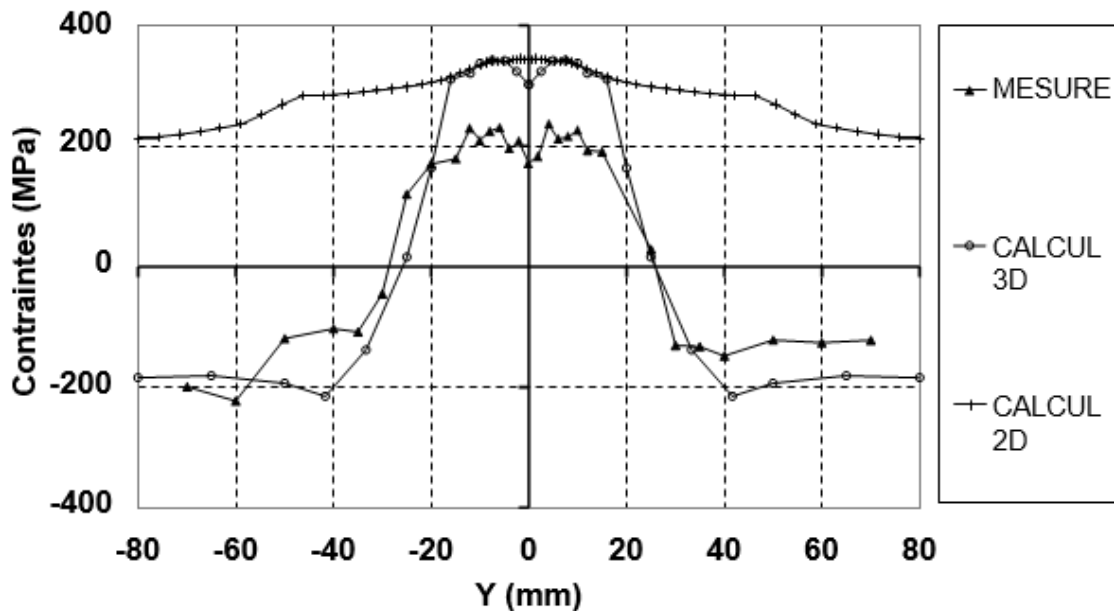
### VI.2.1 Contraintes résiduelles

Les résultats qui a obtenue en contraintes résiduelles dans le cas du calcul 2D en déformations planes sont comparés aux résultats du calcul 3D (pour une section située à X = 150mm dans le cas du calcul 3D) sur la figure 49.

Dans le cas du calcul 2D, la répartition de contraintes résiduelles est la même dans toute l'épaisseur de la plaque. L'état de contrainte est pratiquement uniaxial, de traction dans la direction de soudage (contrainte perpendiculaire au plan modélisé). Dans la zone centrale, l'état de contrainte est similaire pour les calculs 2D et 3D. Cependant, vers les bords latéraux de la

plaque, le calcul 2D prédit des contraintes qui restent de traction, tandis que le calcul 3D prédit des contraintes de compression.

Le calcul 2D en déformations planes ne permet donc pas de prédire de façon satisfaisante ni les déplacements, ni les contraintes résiduelles, excepté dans la zone centrale, et ceci n'est pas lié aux données matériaux. Ce type de modélisation semble donc particulièrement mal approprié au cas particulier considéré.



**Figure 49** : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations 2D et 3D - Test n°1

### VI.3 Simulations 2D (2) : plan median

#### VI.3.1 Contraintes résiduelles

La modélisation en contraintes planes néglige les contraintes  $\sigma_{zz}$ ,  $\sigma_{xz}$ , et  $\sigma_{yz}$ . Ces composantes étant effectivement négligeables dans le cas du calcul 3D, il semble légitime d'utiliser ce type de modélisation si nous ne nous intéressons qu'aux contraintes résiduelles. Les figures 50, 51 et 52 donnent la répartition des contraintes résiduelles en fonction de Y, obtenue dans le cas de la modélisation 2D en contraintes planes, pour une section perpendiculaire à l'axe de soudage, située à X = 75mm (ce qui correspond à la section SD1 dans le cas 3D). Ces contraintes issues de la modélisation sont indépendantes de Z, et peuvent être considérées comme des contraintes « moyennes » dans l'épaisseur de la plaque réelle.

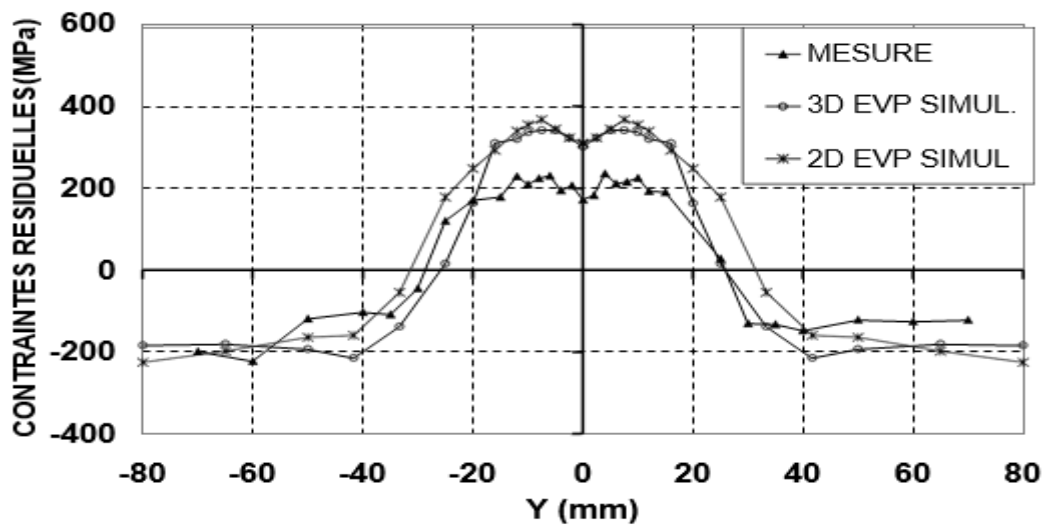
La comparaison des résultats 2D avec les résultats 3D montrent une assez bonne concordance. En particulier, la répartition de contrainte longitudinale (dans la direction de l'axe de soudage)

est correctement estimée par rapport au calcul 3D (traction au centre, compression sur les bords de la plaque).

Ce type de modélisation paraît donc plus judicieux que la modélisation en déformations planes d'une section transversale, pour estimer rapidement les contraintes résiduelles.

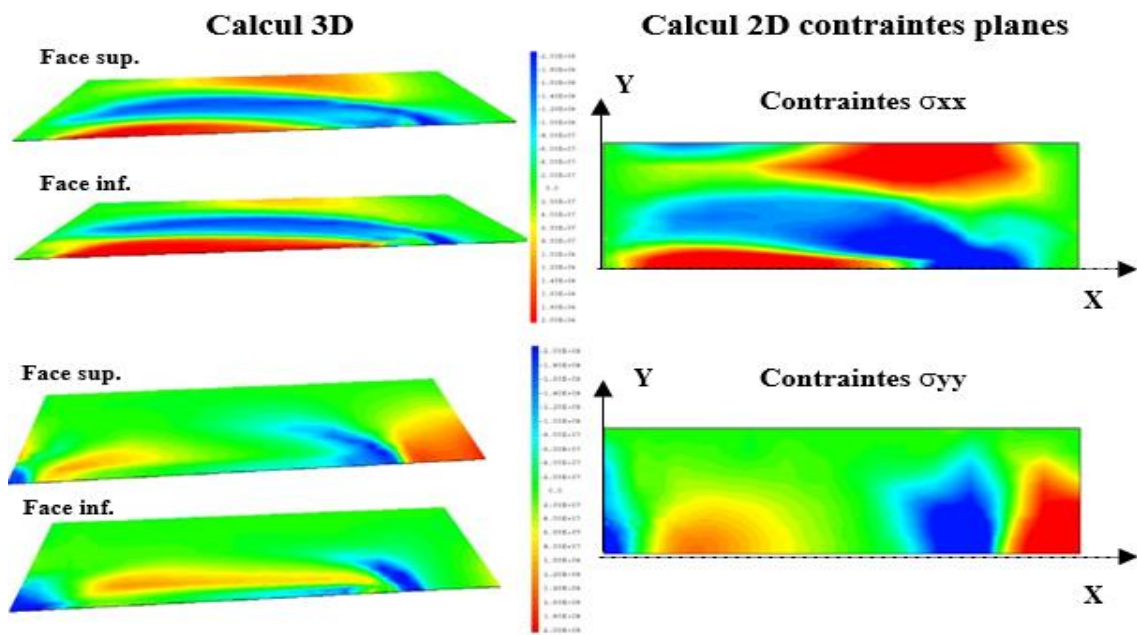
La comparaison des isovaleurs de contraintes, à  $t = 200s$  (donc en cours de chauffage), ainsi qu'après retour à température ambiante, pour la simulation 3D et la simulation 2D en contraintes plane indique une concordance tout à fait remarquable. Notamment, les effets de bords sont identiquement représentés pour les deux simulations.

Dans le cas particulier considéré, la simulation 2D en contrainte plane donne donc des résultats très intéressants en termes de contraintes résiduelles.

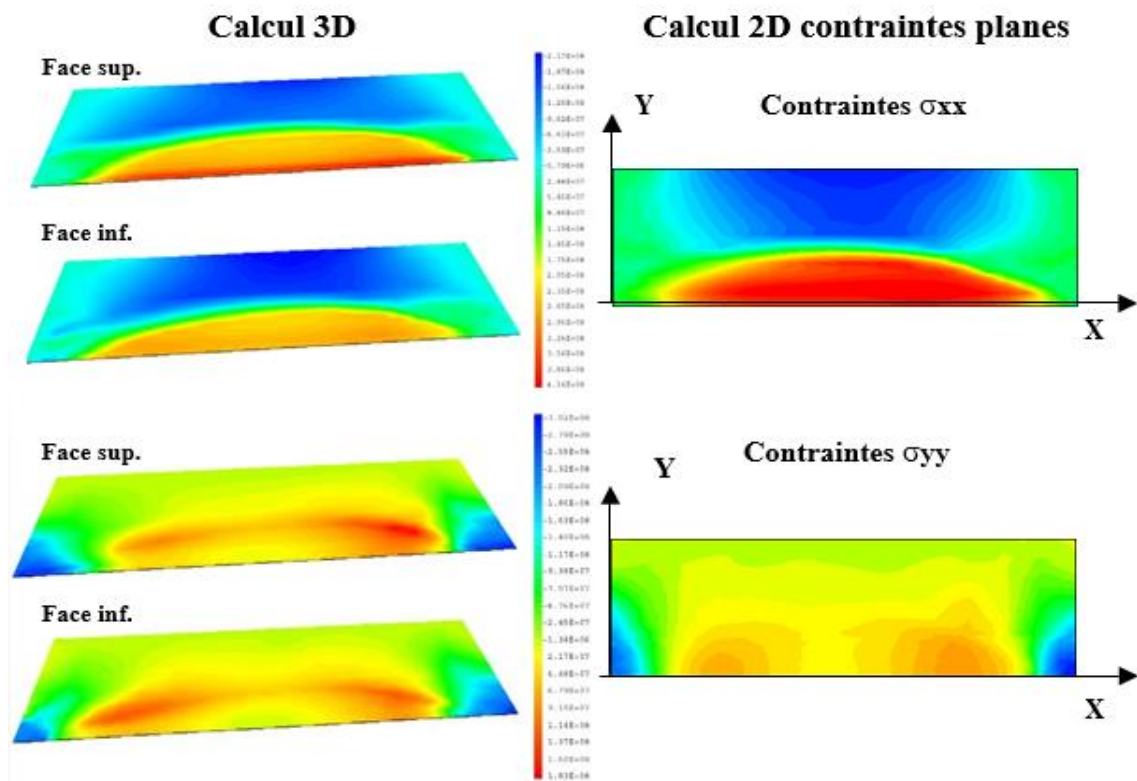


**Figure 50** : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test1





**Figure 51** : isovaleurs de contraintes en cours de soudage (à  $t = 200\text{s}$ ) – test n°1



**Figure 52** : isovaleurs de contraintes résiduelles – test n°1

## VII. Résumé et conclusion

Dans ce chapitre, il a considéré un essai largement instrumenté de soudage TIG en repère mobile sans métal d'apport, sur une structure tri-dimensionnelle : une plaque en acier 316L d'épaisseur 10mm. Deux essais similaires ont été effectués, pour lesquels seule diffère la vitesse d'avancée de la torche de soudage (60mm/min ou 40mm/min). Bien que les zones fondues et les champs thermiques soient différents pour les deux tests, les résultats expérimentaux mécaniques pour les deux essais sont similaires, notamment en termes de déplacements transitoires et déformées finales, ainsi qu'en termes de contraintes résiduelles. Différentes modélisations de ces essais ont été effectuées, tridimensionnelles ou bi-dimensionnelles :

### • Simulation tridimensionnelle complète

Le calcul mécanique élasto-viscoplastique, en utilisant les données matériau identifiées au chapitre 2, donne des résultats très proches de l'expérience, pour les deux tests, en termes de déplacements transitoires et de déformée résiduelle, et reproduit donc de façon très satisfaisante l'évolution de flexion global de la plaque en cours de soudage et lors du refroidissement. La comparaison calcul expérience en termes de déformations résiduelles dans la zone centrale (mesurées par corrélation d'image), dans le plan de la face inférieure, est plutôt satisfaisante, mais les déformations calculées surestiment quelque peu les déformations mesurées.

Par ailleurs, l'analyse des contraintes résiduelles, montre que l'état de contrainte est essentiellement longitudinal, de traction au centre et de compression sur les bords de la plaque. La répartition des contraintes est par ailleurs similaire pour les deux tests. La comparaison calcul-expérience semble indiquer que les calculs élasto-viscoplastiques, s'ils prédisent une répartition correcte de contraintes, tendent à surestimer leur intensité dans la partie centrale. Ceci est dû, d'après lui, soit à la non prise en compte de la partie cinématique de l'écrouissage, soit à une sous-estimation de la restauration visqueuse à haute température, qui tendrait à diminuer le niveau de contraintes résiduelles. Cette remarque mise à part, la comparaison avec des calculs mécaniques élasto-plastiques sans prise en compte de la viscosité, semble cependant indiquer que les effets viscoplastiques ont, dans le cas particulier considéré, une faible influence, aussi bien sur les déplacements que sur les contraintes résiduelles.

Enfin, un calcul élastoplastique avec les données de la littérature permet de prédire un niveau de contraintes résiduelles correct, mais tend à sous-estimer l'amplitude des déplacements, ce qui corrobore les observations effectuées au chapitre précédent sur les disques.

### • Simulations bidimensionnelles

En second lieu, il a effectué des modélisations thermo-mécaniques bidimensionnelles. Ces modélisations permettent de diminuer les temps de calculs de façon très importante par rapport à une modélisation 3D

Simulation 2D en déformations planes :

Pour ce type de simulation, le calage du cycle thermique est particulièrement difficile dans la mesure où le flux de chaleur transversal au plan modélisé est négligé. Il a remarqué que les distorsions sont très mal reproduites pour ce type de modélisation. La répartition des contraintes résiduelles n'est pas non plus satisfaisante, excepté dans la zone centrale.

### Simulation 2D en contraintes planes

Pour ce type de simulation, les gradients de température et de contraintes sont indépendants de l'axe perpendiculaire au plan modélisé. Les évolutions de déplacements verticaux ne peuvent donc pas être retrouvées. Pourtant, l'analyse des contraintes résiduelles indique une répartition correcte des contraintes, similaire à celle calculée avec une simulation entièrement tridimensionnelle. Dans le cas particulier considéré, le recours à une simulation bi-dimensionnelle en contraintes planes est donc tout à fait intéressant pour prédire rapidement les contraintes résiduelles.

	<b>Modélisation 3D</b>	<b>Modélisation 2D / section traverse (calcul en déformations planes)</b>	<b>Modélisation 2D / Plan moyen (calcul en contraintes planes)</b>
<b>Temps de calcul (s)</b>	87402	254	1099

**Tableau 14** : Comparaison des temps de calculs mécaniques pour les différentes modélisations

## Conclusion générale

Le soudage des aciers inoxydables conduit à des changements microstructuraux. Ces derniers sont liés aux cycles thermiques caractérisés par un passage de l'état solide à l'état liquide et inversement, au refroidissement et aux traitements thermiques qui peuvent être réalisés ensuite.

En premier lieu, l'étude de la microstructure résultant des procédés de soudage TIG ainsi que les caractéristiques du phénomène de soudage.

Cette étude du joint soudé nous a permis d'identifier plusieurs zones :

- Métal de base
- Une zone affectée thermiquement
- Une zone fondue

Dans le but de contribuer à l'évaluation de la qualité de notre assemblage soudé, de caractériser l'interaction entre les aciers inoxydables et les procédés de soudage TIG et de fournir des données quantitatives sur le comportement de cet assemblage soudé, nous avons utilisé durant cette thèse les essais mécaniques suivants :

- Microdureté
- Résilience

Le soudage TIG réalise des assemblages de qualités, grâce à une très bonne protection de la zone fondue et de l'arc, ainsi qu'à l'absence de transfert de métal. Ceci en fait un procédé de prédilection pour les industries chimiques et pétrochimiques, aéronautique, agroalimentaires ou nucléaires.

Une base de donnée expérimentale importante sur le soudage du 316L a donc été réalisée dans cette étude, et les principales conclusions issues de la simulation numérique peuvent ouvrir le champ à la simulation de tests de soudages plus élaborés, prenant en compte par exemple le métal d'apport, les conditions de bridages, ou bien le soudage de plusieurs pièces entre elles.

En effet, la simulation numérique, lorsque les paramètres mécaniques sont proprement identifiés, est globalement d'un bon niveau pour tous les tests qui ont été considérés dans cette étude. Néanmoins, aucune simulation présentée ici ne s'affranchit d'un recalage de l'apport de chaleur à partir de mesures de températures ou d'observations de la zone fondue, et la prédiction de la puissance absorbée par la pièce lors du soudage demeure un problème essentiel.

## Références bibliographique

- [1] Thèse Docteur en Mécanique. « Influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205 ». RAID BADJI. P 4-6 .2008.
  
- [2] Thèse Docteur. « Simulation numérique du soudage – acier 316l validation sur cas tests de complexité croissante » Lionel Depardeux. 2004
  
- [3] Métallurgie et mécanique du soudage. (Régis bloudu).
  
- [4] J. Barralis, G. Maeder, “Métallurgie, élaboration, structures-propriétés, normalisation, Processus”, AFNOR, P [39-43], 2001.
  
- [5] EN 10088-1 “Aciers inoxydables. - Partie 1 : liste des aciers inoxydables”.