

# THESE

*présentée devant*

**L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON**

*pour obtenir*

**LE GRADE DE DOCTEUR**

**Spécialité : Génie Civil : Sols, Matériaux, Structures, Physique du bâtiment**

**ECOLE DOCTORALE DES SCIENCES DE L'INGÉNIEUR DE LYON :  
Mécanique, Energétique, Génie civil, Acoustique (MEGA)**

par

**Lionel DEPRADEUX**

(ingénieur Génie Civil et Urbanisme)

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

Soutenue le 1<sup>er</sup> Mars 2004, devant la Commission d'Examen

Jury :

M. K. DANG VAN  
Mme S. DENIS

Rapporteur  
Rapporteur

MM. J. M. BERGHEAU  
A. COMBESCURE  
J. F. JULLIEN  
G. MICHEL  
M. RAYNAUD  
V. CANO  
F. SIDOROFF

Examineur  
Examineur  
Directeur de thèse  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Examineur

## REMERCIEMENTS

Ce travail de thèse a été réalisé au laboratoire de Recherche en Génie Civil de l'INSA de Lyon. Au terme de ce travail, je tiens à remercier l'ensemble des personnes ayant contribué à son bon déroulement.

Je tiens tout d'abord à exprimer ma gratitude à mon directeur de thèse, le Professeur Jean-François Jullien, pour son soutien et sa confiance. Je remercie également Mme Sabine Denis, directeur de recherche au LSGMM de l'Ecole des Mines de Nancy, ainsi que Mr Dang Van, directeur de recherche au LSM de l'Ecole Polytechnique, pour avoir accepté de rapporter ce travail. Mes remerciements vont également à l'ensemble des membres du Jury pour l'intérêt qu'ils ont accordé à cette étude.

Cette thèse n'a pu être réalisée qu'avec la collaboration de nombreuses personnes travaillant dans différents laboratoires de recherche de l'INSA. Je tiens donc à remercier, entre autre, le Professeur Francis Fouquet du GEMPPM, Le Docteur G. Blanc et le professeur Martin Raynaud du CETHIL, Le Professeur Alain Combescure et Ms Fabrice Morestin, Patrice Clerc et Michel Coret du Lamcos.

Je tiens également à remercier très vivement l'ensemble des personnes travaillant au laboratoire UTA au CEA Saclay, et tout particulièrement Danièle Ayrault et Olivier Blanchot, avec qui j'ai eu un grand plaisir à travailler.

Les expérimentations présentées dans cette thèse n'auraient pu être possibles sans l'aide de nombreuses personnes. Je tiens à remercier tout particulièrement Gérard Michel, Bruno et Georges Hugheny, ainsi que l'ensemble des personnes travaillant sur la dalle d'essai de l'URGC ; je remercie également Mathilde Kristen qui, lors de son DEA, m'a apporté une aide décisive pour la réalisation des essais uniaxiaux, ainsi que Mr Benoît Thomas du laboratoire de soudage de l'IUT B pour sa contribution aux essais.

Mes remerciements vont également aux autres docteurs ou doctorants de l'URGC-Structures, dont la liste serait trop longue pour être entièrement reproduite ici. Je me contenterais de mentionner Yannick Vincent pour ses remarques toujours pertinentes, ainsi que les doctorants Yannick Sieffert et Hengxi Liu que j'ai eu grand plaisir à côtoyer.

Il est possible que j'oublie injustement certaines personnes, c'est pourquoi, pour finir, j'exprime mes remerciements à toutes celles et à tous ceux que j'ai été amené à rencontrer lors de cette thèse, et qui ont contribué au bon déroulement de celle-ci.

A mes parents...

## **RÉSUMÉ**

Ce travail 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 est considéré. 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 is considered. 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.

## Résumé

# SOMMAIRE

<b>INTRODUCTION.....</b>	<b>1</b>
<b>CHAPITRE 1: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....</b>	<b>5</b>
I INTRODUCTION A L'ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	7
II LE PROCEDE TIG.....	7
III ACIER 316L : CARACTERISTIQUES METALLURGIQUES ET THERMO-MECANIQUES..	12
IV MODELISATION DU SOUDAGE TIG SUR ACIER 316L.....	18
V CONCLUSION.....	45
<b>CHAPITRE 2 : IDENTIFICATION DES PARAMETRES THERMOMECANIQUES ET VALIDATIONS SUR ESSAIS UNIDIMENSIONNELS.....</b>	<b>47</b>
I INTRODUCTION.....	49
II MATERIAU ET EPROUVETTES.....	49
III DISPOSITIF EXPERIMENTAL UTILISE : CARACTERISTIQUES ET POSSIBILITES.....	50
IV IDENTIFICATION DES PARAMETRES THERMOMECANIQUES : PROGRAMME D'ESSAI.....	51
V RESULTATS D'ESSAIS.....	58
VI VALIDATION DES PARAMETRES : SIMULATION D'ESSAIS DE TYPE SATOH.....	69
VII RESUME ET CONCLUSION.....	82
<b>CHAPITRE 3 : ESSAIS ET VALIDATIONS SUR STRUCTURES 2D AXISYMETRIQUES...83</b>	<b>83</b>
I INTRODUCTION.....	85
II EPROUVETTES ET DISPOSITIF EXPERIMENTAL.....	86
III TYPES D'ESSAIS REALISES.....	89
IV SIMULATIONS NUMERIQUES – MISES EN DONNEES.....	91
V ANALYSES COMPARATIVES CALCUL-EXPERIENCE.....	98
VI ANALYSES PARAMÉTRIQUES.....	120
VII RESUME ET CONCLUSION.....	131
<b>CHAPITRE 4 : ESSAIS ET VALIDATIONS SUR STRUCTURES 3D SOUDEES EN REPERE MOBILE.....133</b>	<b>133</b>
I INTRODUCTION.....	135
II MOYENS EXPERIMENTAUX.....	136
III TYPES D'ESSAIS REALISES.....	140
IV SIMULATIONS NUMERIQUES : OBJECTIFS.....	149
V SIMULATIONS NUMERIQUES TRI-DIMENSIONNELLES : MISE EN DONNEE.....	150
VI SIMULATIONS NUMERIQUES BI-DIMENSIONNELLES : MISE EN DONNEE.....	155
VII ANALYSES COMPARATIVES CALCUL-EXPERIENCE.....	160
VIII RESUME ET CONCLUSION.....	185
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>189</b>
<b>REFERENCES.....</b>	<b>193</b>
<b>ANNEXES.....</b>	<b>203</b>

# **INTRODUCTION GENERALE**

## INTRODUCTION GENERALE

Le soudage est un mode d'assemblage très fréquent. Le développement sans cesse croissant de nouveaux procédés toujours plus performants permet de garantir des joints soudés de bonne qualité, avec une très bonne reproductibilité.

Cependant, les gradients thermiques très localisés mis en jeu lors du soudage engendrent inévitablement des dilatations locales qui ont pour conséquence l'apparition de champs de déformations et de contraintes non uniformes dans le matériau, qui subsistent après retours à température ambiante. Les distorsions<sup>1</sup> ainsi induites par le procédé peuvent poser des problèmes de tolérances dimensionnelles, tout particulièrement si les structures soudées sont minces (comme c'est le cas pour l'industrie automobile ou l'aéronautique). D'autre part, les champs de contraintes résiduelles auto-équilibrés qui subsistent après soudage dans le composant peuvent contribuer à diminuer la durée de vie de celui-ci, en favorisant les ruptures de fatigue, la fissuration et la corrosion : c'est notamment le cas pour les composants en acier (circuits de refroidissement, réservoirs sous pressions) des installations nucléaires de type REP (Réacteurs à eau pressurisée), pour lesquels ces aspects ont une importance évidente en termes de sécurité. En outre, dans le cas de structure mince, les contraintes internes liées au soudage peuvent induire un état de flambage.

Bien que contraintes résiduelles et distorsions puissent être diminuées par des traitements thermiques ou mécaniques appropriés, leur détermination apparaît comme essentielle, pour intégrer une meilleure maîtrise des marges, pour diminuer les coefficients de sécurité et donc optimiser les coûts de réalisation, ou encore en vue d'une analyse avale de dommage.

Dans cette optique, la simulation numérique par la Méthode des Eléments Finis, rendue possible par le développement de fortes puissances de calcul, est devenue un outil particulièrement intéressant pour prédire contraintes et distorsions résiduelles résultant du soudage.

Depuis les trente dernières années, les nombreuses avancées dans le domaine de la simulation numérique du soudage ont permis de mieux comprendre les phénomènes physiques mis en jeu lors de l'opération de soudage, mais aussi de contribuer, dans l'industrie, à optimiser les procédures et l'ordre des séquences d'assemblage, afin de diminuer les distorsions tout en conservant un faible niveau de contraintes résiduelles.

Néanmoins, une prédiction fine des contraintes et distorsions résiduelles par simulation numérique demeure très difficile, dans la mesure où des phénomènes complexes thermiques, métallurgiques et mécaniques interviennent dans la Zone Affectée Thermiquement lors du soudage. Afin de réaliser les simulations numériques avec des codes de calcul industriels, il est par conséquent courant de négliger certains phénomènes physiques, de simplifier la géométrie, ou de réduire la dimension du problème. En outre, les données matériau intervenant dans le calcul, dépendantes de la température, sont difficiles à obtenir, surtout pour les hautes températures. Par conséquent, le niveau de qualité de la solution numérique est difficile à maîtriser, lorsque la simulation d'une véritable opération de soudage est effectuée.

Avec une optique finale de détermination des contraintes résiduelles et distorsions induites par l'opération de soudage, un programme de recherche a été lancé depuis 1994 à l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon au sein de notre laboratoire, sous l'impulsion de l'industrie nucléaire. Dans un premier temps, les recherches se sont focalisées sur l'acier ferritique 16MND5 (qui est l'acier de cuve des centrales de type REP), et tout particulièrement sur la modélisation des conséquences thermo-mécaniques des transformations structurales à l'état solide intervenant dans la ZAT, sans considérer la fusion ni le procédé de soudage.

Dans la continuité de ce programme de recherche, le présent travail se focalise désormais sur l'acier austénitique 316L, constitutif des tuyauteries de fortes sections des circuits de centrales nucléaires,

---

<sup>1</sup> Nous appellerons par la suite « distorsions » les changements de taille et de forme non désirés consécutifs à l'opération de soudage

soudées à l'arc électrique, et qui doivent supporter la circulation de l'eau à haute température et à haute pression.

L'objectif de ce travail est de qualifier la simulation du soudage sur cet acier, et tout particulièrement de juger de l'aptitude des modèles numériques à prédire avec robustesse contraintes et distorsions, dans le cas de tests simplifiés, faisant intervenir des phénomènes représentatifs de ceux qui sont observés lors d'une opération de soudage.

Afin de satisfaire cet objectif, nous avons mis en œuvre un certain nombre d'essais dans cette étude. Ces essais sont de complexité croissante, afin d'intégrer de façon progressive les phénomènes et difficultés de modélisation qui interviennent lors d'une opération de soudage complète. Ainsi, le premier type d'essai est unidimensionnel et fait intervenir des champs homogènes de contraintes et de températures. Après quoi, un second type de test est réalisé sur structures bidimensionnelles axisymétriques, de dimensions réduites, afin d'étudier les effets de structure et les effets liés à la présence d'une zone fondue. Enfin, le dernier type de test fait intervenir une source de chaleur mobile, avec la création d'une ligne de fusion le long du grand axe d'une plaque en acier 316L.

Pour chaque test, une simulation numérique est effectuée parallèlement à l'expérience, avec le logiciel *code Aster* développé par Electricité De France. La comparaison, à chaque étape, entre résultats expérimentaux et numériques, permet de juger de la qualité des résultats de la simulation. En outre, la relative simplicité des configurations envisagées pour chaque essai autorise des temps de calcul relativement courts, et donc la réalisation d'analyses paramétriques permettant d'étudier la sensibilité des résultats numériques aux différents paramètres intervenant dans le calcul.

Il faut d'ores et déjà signaler que les phénomènes physiques qui doivent être pris en compte et modélisés en vue de la prévision des contraintes et distorsions de soudage par simulation numérique, sont fortement dépendant du matériau constitutif du joint soudé (pour nous l'acier 316L), mais aussi du procédé de soudage considéré. Dans les travaux que nous présentons, le cas particulier du soudage TIG, largement utilisé dans l'industrie nucléaire, est considéré.

Le présent document comporte quatre chapitres :

Le premier chapitre constitue une analyse bibliographique. Après un bref rappel sur le procédé et sur les caractéristiques métallurgiques et thermo-mécaniques de l'acier considéré, nous présentons la démarche généralement utilisée pour simuler le soudage TIG sur l'acier 316L (dans un objectif de détermination des contraintes et distorsions), tout en mettant en évidence les différentes stratégies de modélisation thermiques et mécaniques, les hypothèses adoptées pour représenter l'apport de chaleur, et les paramètres reconnus comme essentiels vis à vis de la simulation. A l'issue de l'étude bibliographique, nous définissons le programme d'expérimentation et de simulations numériques mis en œuvre, qui sera développé en détail dans les chapitres suivants.

Dans le second chapitre, nous présentons des études qui s'appuient sur des tests unidimensionnels pour lesquels la zone d'étude présente un caractère homogène en température et en contraintes. La première partie de ce chapitre concerne l'identification des paramètres élastoplastiques et viscoplastiques de l'acier 316L, nécessaires à la simulation numérique. Ces paramètres sont ensuite utilisés pour la simulation d'un essai de type « Satoh », qui consiste à chauffer puis à refroidir une éprouvette uniaxiale cylindrique dont on bloque les déplacements longitudinaux de la zone utile. Lors d'un essai de ce type la température est entièrement contrôlée et l'évolution de la contrainte axiale est mesurée en continu. Ce type d'essai est donc très utile en vue de la validation des paramètres thermomécaniques préalablement identifiés, ainsi que pour comparer les prévisions de différents modèles de comportement, notamment ceux incluant la viscosité.

Dans le troisième chapitre, nous considérons le cas d'essais sur structures bidimensionnelles axisymétriques, qui mettent en jeu des gradients de températures et de contraintes, et pour lesquels différents types de chargement thermiques sont considérés (amenant ou non de la fusion). L'analyse comparative calcul-expérience sur ce type d'essais permet de qualifier l'aptitude du code de calcul à

## Introduction Générale

reproduire l'évolution structurale des spécimens, et à prédire le champ non homogène de contraintes et distorsions résiduelles. En outre, ces essais servent également de support à une analyse paramétrique.

Enfin, dans le quatrième et dernier chapitre, nous intégrons les difficultés liées au mouvement de la source de chaleur, en considérant un essai de soudage TIG, sans métal d'apport, sur une plaque de dimensions réduites. Cet essai, très proche d'une véritable opération de soudage, reste simple dans la mesure où les problèmes de bridage extérieur et les problèmes liés à la présence de métal d'apport n'interviennent pas. Pour cet essai, les résultats expérimentaux sont comparés aux résultats de simulations numériques, en adoptant différentes stratégies de modélisations (tridimensionnelles ou bidimensionnelles).

Les études présentées ne prétendent donc pas intégrer tous les aspects de la simulation numérique du soudage en général, mais elles constituent une étape permettant de quantifier la robustesse de la simulation pour des cas tests relativement simples, représentatifs du soudage.

# **CHAPITRE 1**

## **ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE**

I INTRODUCTION A L'ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE .....	7
II LE PROCEDE TIG.....	7
II.1 Principe du soudage TIG .....	7
II.2 L'arc électrique.....	8
II.2.1 Plasma et apport d'énergie .....	8
II.2.2 Répartition d'énergie dans la colonne d'arc.....	9
II.2.3 Contribution énergétique effective de l'arc.....	9
II.3 Le bain fondu .....	9
II.3.1 Convection d'origine naturelle et solutale .....	10
II.3.2 Effet des forces électromagnétiques (forces de Lorentz).....	10
II.3.3 Convection Marangoni (effet de la tension superficielle).....	11
II.3.4 Poussée d'arc à la surface du bain.....	11
II.4 Conclusion sur les transferts thermiques lors du soudage TIG .....	12
III ACIER 316L : CARACTERISTIQUES METALLURGIQUES ET THERMO-MECANIQUES ..	12
III.1 caractéristiques métallurgiques du 316L.....	12
III.1.1 Structure métallurgique du 316L et composition chimique.....	13
III.1.2 Microstructure du métal déposé lors du soudage.....	14
III.2 Caractéristiques thermo-mécaniques du 316L .....	16
III.2.1 Comportement dans le domaine plastique .....	17
III.2.2 Remarque sur les effets visqueux .....	18
IV MODELISATION DU SOUDAGE TIG SUR ACIER 316L.....	18
IV.1 Couplages Thermo-(métallo)-mécanique dans la ZAT .....	18
IV.2 Modélisation thermique .....	19
IV.2.1 Problème thermique : Mise en équation .....	19
IV.2.2 Méthodes de résolution du problème thermique .....	23
IV.2.3 Modélisation de la source de chaleur .....	26
IV.3 Modélisation mécanique .....	35
IV.3.1 Problème mécanique : mise en équation .....	35
IV.3.2 Déformation élastique et déformation thermique.....	36
IV.3.4 Modélisation du comportement plastique.....	36
IV.3.5 Modélisation du comportement viscoplastique .....	37
IV.3.6 Résolution du problème mécanique par la MEF .....	42
IV.3.7 Remarque sur l'influence des propriétés mécaniques .....	43
V. Conclusion : Définition d'un programme d'essais et de simulation en vue de la validation de la SNS .....	45

# I INTRODUCTION A L'ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

La simulation numérique du soudage par éléments finis, même si elle est relativement récente, a fait l'objet de nombreux travaux. Depuis les premières simulations dans les années 70 [HIB.73], la complexité, la performance et la taille des modèles ont beaucoup évoluées, parallèlement au développement des puissances informatiques.

Etant donné l'abondance de travaux existants, un état de l'art exhaustif sur la simulation du soudage n'a pas été envisagé dans le cadre de ce document. Plus modestement, l'objectif de ce chapitre est 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, tout en essayant de mettre en évidence les difficultés principales et les sources d'incertitudes les plus importantes.

Tout d'abord, la première et la deuxième partie de ce chapitre rappellent brièvement les caractéristiques inhérentes au procédé TIG, ainsi que les caractéristiques métallurgiques et thermo-mécaniques Du matériau considéré dans cette étude : l'acier 316L

Dans une troisième partie, nous rappelons les modèles numériques qui permettent de simuler l'opération de soudage par la méthode des éléments finis, avec des codes de calculs industriels et notamment les codes *code\_Aster* et SYSWELD, utilisés dans l'industrie et au laboratoire. Dans cette situation, certains phénomènes (comme les mouvements fluides dans la zone fondue) ne peuvent généralement pas être modélisés. Nous présentons donc les hypothèses qui sont couramment adoptées pour représenter au mieux l'apport de chaleur.

Pour terminer la partie bibliographie, les principales conclusions généralement admises dans la littérature en ce qui concerne le niveau de qualité de la simulation ainsi que sa robustesse vis à vis de certains paramètres (données matériau notamment), ou de certains types de modélisation (bi ou tri-dimensionnelles) sont récapitulées.

A l'issue de cette étude bibliographique, nous définissons 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. Ce programme d'essais et de simulations, dont la réalisation constitue notre contribution à la problématique générale de la Simulation numérique du soudage, est donc présenté à la fin de ce chapitre.

## II LE PROCEDE TIG

### II.1 PRINCIPE DU SOUDAGE TIG

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas), également appelé GTAW (Gas Tungsten 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.

Contrairement à d'autres procédés de soudage comme le laser ou le faisceau d'électrons, qui mettent en jeu de fortes densités d'énergie ( $> 10^6$  W/cm<sup>2</sup>) et provoquent la vaporisation d'une partie du métal, le TIG ne provoque que la fusion du métal, avec dans certain cas une vaporisation très localisée.

Le soudage TIG n'apporte que des calories à la pièce à souder, et s'effectue sans métal d'apport, contrairement à d'autres procédés à l'arc (électrode enrobée, MIG, MAG...). Néanmoins, un supplément de matière peut être apporté, sous forme de fil ou baguette. Le métal d'apport peut être de même constitution que le métal de base (soudage homogène), ou de constitution différente (soudage hétérogène).

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.

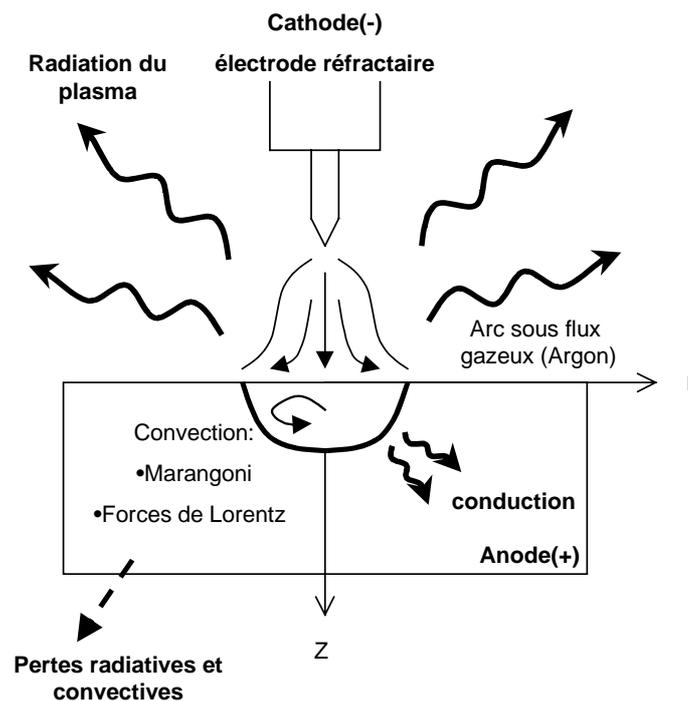


Figure 1.1 : Transfert d'énergie en procédé TIG

## II.2 L'ARC ÉLECTRIQUE

### II.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 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 ([TIS.98]).

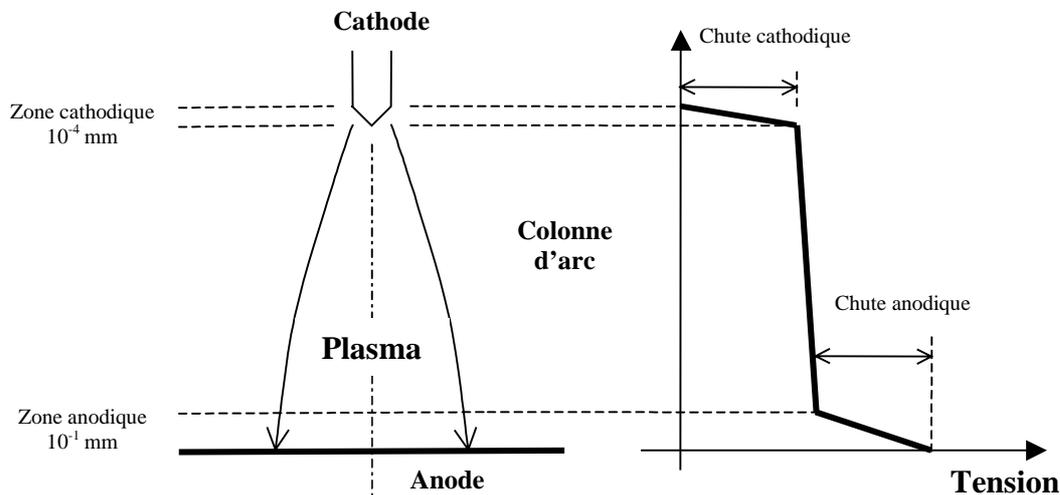


Figure 1.2 : Structure de l'arc électrique

## II.2.3 Contribution énergétique effective de l'arc

De l'énergie totale émise, seule une partie participe effectivement à la fusion du métal. Le reste est perdu par convection et rayonnement. La fraction de l'énergie ainsi perdue est très dépendante entre autre des conditions de soudage, de la hauteur d'arc, du débit de gaz. Il faut noter que le procédé TIG est connu pour avoir un assez faible rendement d'arc ([SIR.02] p. 23, [LAN.93]). Selon les auteurs, 30 à 90% de l'énergie émise participe réellement au soudage proprement dit ([TIS.98]).

## II.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. Ces mouvements de convection du métal liquide influencent de façon importante les transferts de chaleur et la forme du cordon (voir par exemple [HON.98], [SIR.02], [KIM.97],[KIM.98], [TIS.98], [ROG.00], [HUG.02]).

La convection du métal liquide dans le bain fondu résulte de plusieurs phénomènes, qui n'ont pas tous la même importance : ceux-ci sont rappelés brièvement ci-dessous.

### II.3.1 Convection d'origine naturelle et solutale

Lors de la fusion-solidification, certains éléments d'alliages migrent de la partie liquide vers la partie solide et inversement. Cette redistribution chimique entre liquide et solide entraîne des mouvements convectifs d'origine solutale, qui ont toutefois une importance faible, voire négligeable.

En ce qui concerne la convection dite naturelle, il s'agit de mouvements causés par la variation de masse volumique sous l'effet du champ de gravité. Ces mouvements correspondent aux forces de flottabilité dont l'expression est :

$$F = \rho g \beta (T - T_0) \quad (1.1)$$

La variation de masse volumique dépend des gradients de température et de concentration en espèces chimiques dans le bain fondu. Les mouvements dus aux forces de gravités ont généralement un rôle secondaire sur le brassage ([SIR.02]).

### II.3.2 Effet des forces électromagnétiques (forces de Lorentz)

Le passage du courant électrique (densité de courant  $\mathbf{J}^1$ ) dans le bain fondu induit un champ magnétique ( $\mathbf{B}$ ), qui engendre à son tour des forces de Lorentz :

$$\vec{F} = \vec{J} \wedge \vec{B} \quad (1.2)$$

agissant sur les particules de métal liquide en créant un flux mobile. L'effet de ces forces électromagnétique a largement été étudié expérimentalement (Par exemple, [KIM.98]. [HON.98], [BIN.85]. [HUG.02]). Les mouvements résultant de ces forces sont très influents sur la formation du bain, notamment pour les courants de soudage élevés ([SIR.02]). Dans une configuration de soudage fixe axisymétrique sans mouvement de la source de chaleur, les forces électromagnétiques induisent un écoulement dirigé en surface, vers l'axe. La chaleur est dirigée vers le bas, le bain de fusion tend à se creuser (Cf. fig.1.3).

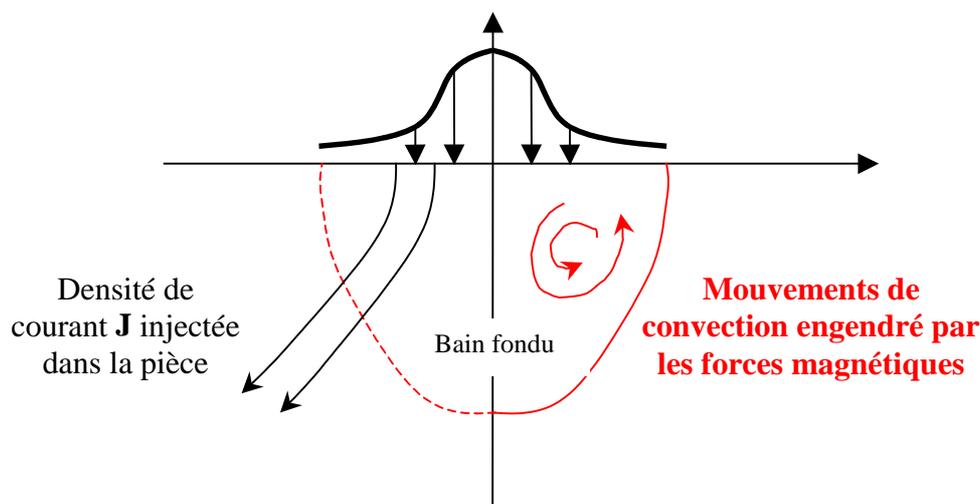


Figure 1.3 : Effet des forces de Lorentz sur les mouvements de convection

<sup>1</sup> Dans la suite du document, les vecteurs seront indiqués en gras dans le texte.

### II.3.3 Convection Marangoni (effet de la tension superficielle)

La tension du liquide à la surface du bain se caractérise par un accroissement de pression du côté de la concavité. Un gradient de tension superficielle  $\gamma$  apparaît sur la surface libre du liquide, qui peut être du au gradient de température ou au gradient de concentration en espèces chimiques. Ce gradient de tension de surface engendre d'importants mouvements de convection. Par ailleurs, le sens de convection dépend du signe du gradient de tension superficielle qui dépend lui-même de la teneur en fer et des éléments tensio-actifs (comme le soufre, l'oxygène...). Dans le cas du fer pur ( $d\gamma/dT < 0$ ), la circulation du métal se fait de la zone centrale chaude vers les bords de la Zone Fondue, et provoque un étalement du bain. Les effets de la tension de surface s'opposent alors à ceux des forces magnétiques. Dans le cas où  $d\gamma/dT > 0$ , les effets de tension de surface s'ajoutent à ceux des forces magnétiques et creusent le bain fondu. Notons de plus que l'inversion du gradient  $d\gamma/dT$  peut survenir en cours de soudage.

Cet effet des gradients de tension superficielle sur la forme du front de fusion a également été étudié par de nombreux auteurs (ex. [PER.95], [KIM.98], [HUG.02], [FUH.02]...). Il apparaît comme déterminant sur les transferts de chaleur et la forme du front.

Il faut noter que pour une même nuance d'acier inoxydable, le comportement du bain fondu peut varier énormément d'une coulée à l'autre ; pour une même énergie fournie à l'arc, la section fondue et la pénétration peuvent varier du simple au triple (Cf. [COR.85]). Ceci est expliqué par la variabilité de la teneur en soufre, qui est un paramètre très important puisque c'est un élément très tensio-actif.

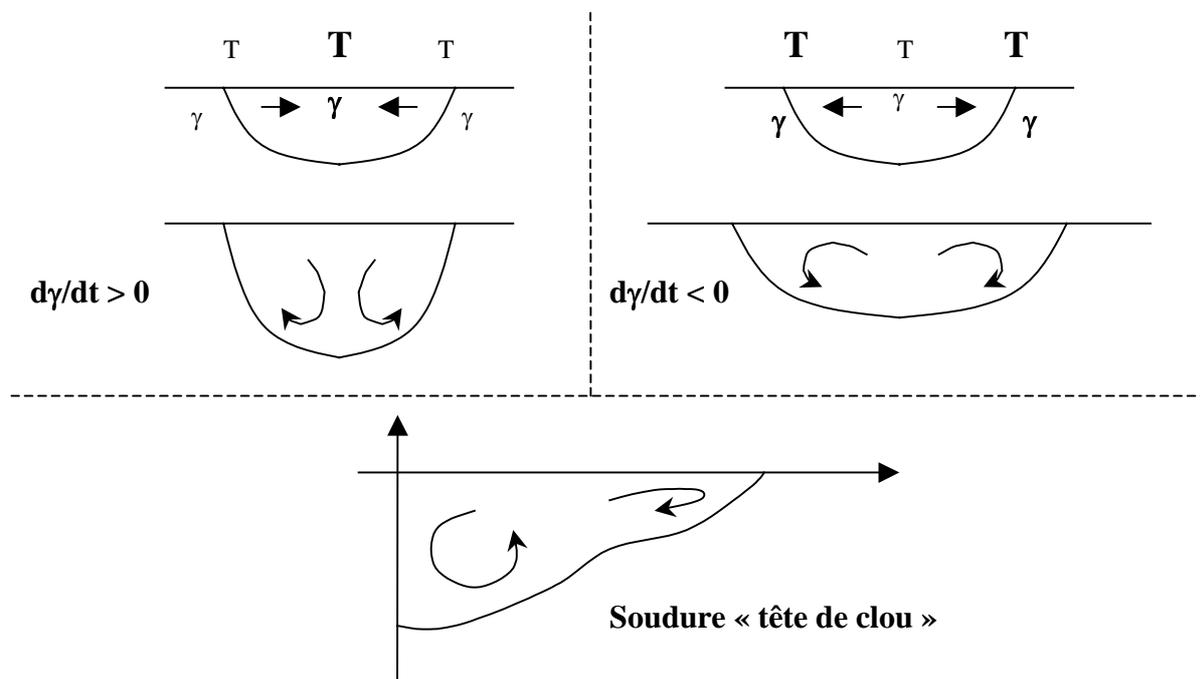


Figure 1.4 : Effet de la tension superficielle ou effet Marangoni

### II.3.4 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 ([LI.97]).

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.

## **II.4 CONCLUSION SUR LES TRANSFERTS THERMIQUES 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.

## **III ACIER 316L : CARACTERISTIQUES METALLURGIQUES ET THERMO-MECANIQUES**

### **III.1 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.

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 thermophysiques 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. Cependant, l'acier 316L apparaît comme étant le plus résistant à la fissuration après maintien à température

élevée, même sous contrainte. Sa ductilité demeure très supérieure à celle des aciers précédemment cités ([CAS.68]).

### III.1.1 Structure métallurgique du 316L et composition chimique

Les aciers inoxydables type 316L sont constitués d'une matrice austénitique Fer-Chrome-Nickel, c'est à dire un réseau d'atomes de fer cubique face centrés, 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 sont données dans le tableau ci-dessous.

Compo.	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

Tableau 1.1 : Limites de composition chimique de l'acier 316L

D'une manière générale, certains éléments chimiques seront dit gammagènes, 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 gammagènes 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 gammagènes puissants, même en faible quantité. A l'inverse les autres éléments sont dits alphagènes. Les éléments alphagènes, de structure Cubique Centrée (CC) sont : Cr, Si, Mo,...

La définition d'élément alphagènes comme le Chrome, et gammagènes comme le Nickel permet de définir un « équivalent chrome » et un « équivalent nickel » par les formules suivantes :

➤ Schaeffler (1949)

$$\text{Ni eq} = \% \text{Ni} + 30\% \text{C} + 0,5\% \text{Mn} \quad (1.3a)$$

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5\% \text{Si} + 0,5\% \text{Nb} (+5\% \text{V} + 3\% \text{Al}) \quad (1.3b)$$

*Remarque* : les formules de Schaeffler ne tiennent pas compte de la présence d'azote, pourtant très gammagène, et présent dans le 316L. C'est pourquoi DeLong propose :

➤ DeLong (1974)

$$\text{Ni eq} = \% \text{Ni} + 30\% \text{C} + 0,5\% \text{Mn} + 30\% \text{N} \quad (1.4a)$$

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5\% \text{Si} + 0,5\% \text{Nb} \quad (1.4b)$$

Notons que pour tenir compte de la présence d'azote, Epsi utilise pour l'équivalent Nickel, lorsque N < 20%, une formule différente quoique très voisine :

$$\text{Ni eq} = \% \text{Ni} + 30\% \text{C} + 0,5\% \text{Mn} + 0,87 + 30(\% \text{N} - 0,045) (+0,33\% \text{Cu}) \quad (1.4c)$$

➤ W.R.C. (1992), qui affine les formules précédentes :

$$\text{Ni eq} = \% \text{Ni} + 35\% \text{C} + 0,25\% \text{Cu} + 20\% \text{N} \quad (1.5a)$$

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 0,7\% \text{Nb} \quad (1.5b)$$

### III.1.2 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 ([CAS.68], [VAR.82], [LAC.90]).

#### III.1.2.1 ILOTS DE FERRITE RÉSIDUELLE ET PHASE SIGMA

Pour des séjours à des températures proches de la température de fusion, une phase ferritique  $\delta$  (Cubique Centrée), riche en éléments alphas ( $\text{Cr}$ ,  $\text{Si}$ ...) peut se former, et subsister après refroidissement dans la matrice austénitique sous forme d'îlots. L'existence de la ferrite dans la matrice austénitique dépend :

- de la composition chimique (notamment de la proportion de Chrome et de Nickel équivalent)
- des vitesses de solidification et de refroidissement (notamment dans l'intervalle 1800-1200°C) ; dans le cas du soudage TIG, par exemple, plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus le risque d'avoir de la ferrite résiduelle est élevé
- du traitement thermique ou mécanique

Les formules WRC (qui tiennent compte de la présence d'azote) donnent pour le 316L un indice de ferrite F.N. de 4 (soit un rapport  $(\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}})$  de 1,6 environ). Il existe donc un risque d'apparition de ferrite (car le  $(\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}})$  critique est de 1,55) pour le 316L. Les diagrammes de Schaeffler –Long-Delong ou W.R.C permettent de déterminer de façon empirique le pourcentage de ferrite formée après refroidissement (voir annexe I).

La présence de ferrite ne pose pas de problèmes particuliers (elle améliore même la résistance à la fissuration des soudures), mais pour un long maintien dans l'intervalle de température 550°-850°C, comme dans certains cas de soudage à l'arc multipasses d'assemblages de fortes sections, cette ferrite peut se transformer en phase sigma, dure et cassante, qui fragilise les soudures. Pour éliminer cette ferrite, on peut faire subir à l'acier un traitement thermique d'hypertrempe (voir III.1.2.2 ci-dessous).

#### III.1.2.2 PRÉCIPITÉS

Le carbone possède une grande affinité avec le chrome. Pour des séjours prolongés du matériau dans l'intervalle de température 600-750°C, des carbures de chrome ( $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ou  $\text{M}_7\text{C}_3$ ...) peuvent se former, préférentiellement aux joints de grain, joints de macles ou défauts : c'est la « sensibilisation » du matériau. La précipitation des carbures de chrome est un phénomène contrôlé par la vitesse de diffusion du chrome dans l'austénite.

Le chrome ayant précipité, la résistance à la corrosion diminue. Pour éviter ce phénomène, on peut soit ajouter des éléments comme le Titane ou le Niobium, qui vont précipiter avec le carbone à la place du chrome, soit diminuer la teneur en carbone, et ajouter de l'azote pour compenser le « manque » de carbone. C'est le cas pour le 316L dit acier à azote. Avec une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion, car les nitrures de chrome  $\text{Cr}_2\text{N}$  qui peuvent éventuellement se former sont moins riches en chrome que les carbures de

chrome  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . De plus l'azote est très soluble dans l'austénite. Cette solubilité est d'ailleurs augmentée par la présence de Mn.

Afin d'éviter la présence de carbures de chrome, on fait subir à l'acier un traitement thermique dit « d'hypertrempe », constitué d'un chauffage rapide jusqu'à  $1100^\circ\text{C}$ , afin de remettre les carbures en solution solide, suivit d'un refroidissement rapide, qui conserve le carbone en solution. On évite ainsi la sensibilisation de l'acier.

### III.1.2.3 AUTRES PHASES INTERMÉTALLIQUES

Ce sont les phases intermétalliques liées à la présence de Molybdène : laves (par exemple  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ) ou encore phase  $\chi$  (phase à caractère électronique isomorphe au Manganèse)... Théoriquement, ces phases n'existent pas dans le matériau dans son état de livraison. Elles peuvent apparaître pour des temps de maintien très longs (1 à 1000h) entre 600 et  $1050^\circ\text{C}$ . Ces composés diminuent la résistance à la corrosion ainsi que les caractéristiques mécaniques, ils ont d'importantes conséquences sur la durée de vie des chaudronneries nucléaires. Des inclusions peuvent également exister (oxydes, sulfures...).

Ces composés, ainsi que les précipités, peuvent être éliminés par un traitement thermique d'hypertrempe. Ce traitement est courant pour les aciers inoxydables austénitiques, car il permet d'obtenir une matrice austénitique stable, homogène et ductile, tout en conservant les éléments d'alliages en solution solide.

### III.1.2.4 TAILLE DE GRAIN AUSTÉNITIQUE

En général, l'énergie déposée en soudage TIG reste faible, et la vitesse élevée, afin d'éviter un trop fort grossissement de grain (surchauffe). Le grossissement des grains se fait à haute température, et est modélisé par une loi de type Hall-Petch. Si on appelle  $d$  la taille de grain et  $d_0$  la taille initiale, alors la croissance du grain en fonction du temps et de la température s'écrit :

$$(d - d_0) = [K.t.exp(-Q/RT)]^n \quad (1.6)$$

avec  $R = 8,314 \text{ JK}^{-1}\text{mol}^{-1}$ , **Q l'énergie d'activation de grossissement de grain**,  $K$  une constante et  $n$  un paramètre qui augmente avec la température pour les aciers inoxydables austénitiques. L'ordre de grandeur de la taille de grain est d'environ  $100\mu\text{m}$  à  $1300^\circ\text{C}$ .

L'augmentation de la taille de grain peut conduire à une diminution de la limite d'élasticité (les joints de grains constituant des obstacles à la propagation des dislocations) selon la loi :

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k.d^{-0,5} \quad (1.7)$$

$\sigma_0$  étant la limite élastique initiale et  $d$  étant le diamètre moyen des grains.

La figure 1.5 récapitule les différentes « zones » métallurgiques dans la ZAT d'un joint soudé en 316L. L'étendue des différentes zones représentées sur la fig. 1.5 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.

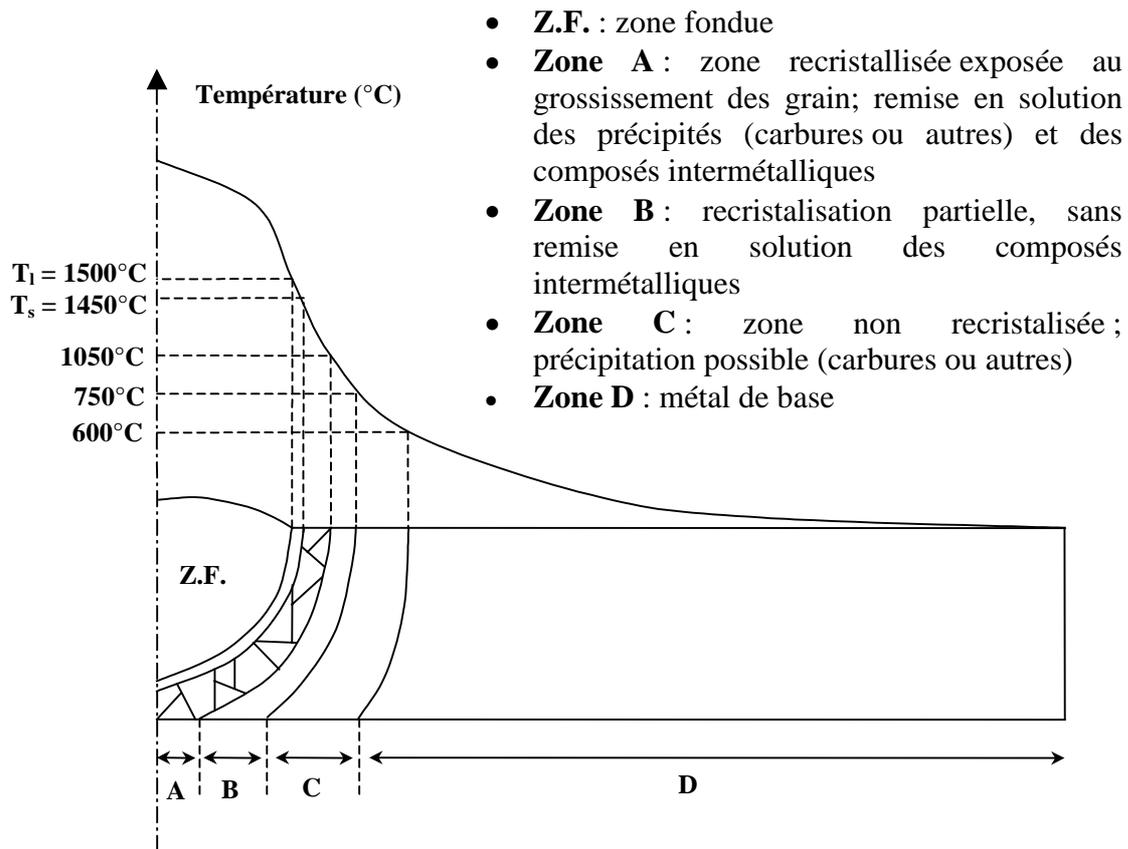


Figure 1.5 : Différentes zones d'un joint soudé en 316L

### III.2 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 hypereutecté, 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.

<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.

### III.2.1 Comportement dans le domaine plastique

La consolidation du 316L résulte de plusieurs mécanismes qui diffèrent selon les intervalles de température, notamment pour les températures situées en dessous ou au-dessus de la moitié de la température de fusion ( $T_f$ ).

#### II.2.1.1 DÉFORMATION PLASTIQUE POUR $T < T_f/2$

Pour les aciers type 316L, avec matrice austénitique stable, qui ne risquent pas de former de la martensite par écrouissage<sup>1</sup>, le mécanisme principal de déformation plastique-écrouissage pour les basses températures est la multiplication des dislocations. Le mouvement des dislocations est rendu de plus en plus difficile, car leur densité augmente. C'est l'énergie de défaut d'empilement (EDE) qui gouverne les mécanismes de déformation plastique ([LAC.90]).

##### *a) durcissement par solution solide et par précipitation*

Le mouvement des dislocations peut être gêné par les éléments d'alliage en solution. Il s'agit du durcissement par solution solide. Ainsi, les atomes de carbone et d'azote, en solution solide d'insertion dans les sites vacants octaédriques du réseau austénitique, sont des obstacles au mouvement des dislocations. Ces atomes en solution solide d'insertion sont extrêmement durcissants. C'est pourquoi l'ajout de carbone et d'azote permet d'augmenter la limite d'élasticité, et d'avoir une consolidation forte à l'entrée du domaine plastique. L'ajout d'azote peut augmenter la limite conventionnelle d'élasticité jusqu'à 50 Mpa par 0,1% d'azote.

Les atomes en solution solide de substitution (Mo, Si, Mn...) ont également un rôle durcissant, mais plus faible que celui des interstitiels. Les atomes alphas (Mo, Si...) sont modérément durcissants en solution solide de substitution (le Si à basse température, le Mo plutôt pour les hautes températures), et les atomes gammagènes (Mn, Co...) sont très peu durcissants en solution solide de substitution.

Dans certains cas, la précipitation de C, N ou autres est un mode de durcissement important. Les fins précipités répartis uniformément dans la matrice servent d'obstacles aux dislocations.

Pour le 316L, c'est le durcissement des interstitiels en solution solide qui est prépondérant.

##### *b) effet de la présence de ferrite*

La présence éventuelle de ferrite augmente la limite d'élasticité ainsi que la résistance à rupture. Si  $d$  est le diamètre moyen du grain (en microns), et (%f) le pourcentage de ferrite, la relation empirique suivante donne la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2%, à température ambiante ([LAC.90]):

$$\sigma_{0,2}(\text{Mpa}) = 15,4 \times (4,4 + 23(\%C) + 32(\%N) + 1,3(\%Si) + 0,24(\%Cr) + 0,94(\%Mo) + 0,16(\%f) + 0,46 d^{-0,5}) \quad (1.8)$$

On peut dire pour conclure que la consolidation pour les basses températures est liée préférentiellement à l'interaction entre les dislocations et les atomes étrangers en solution.

---

<sup>1</sup> L'acier 316L est un acier austénitique du groupe « 2 » (n°1.4404), ce qui signifie qu'en vertu de sa composition chimique, l'apparition de martensite dans ce matériau est exclue, contrairement aux aciers du groupe « 1 » (n°1.43\*\*) comme le 304, qui sont dit « métastables » (formation de martensite possible)

### III.2.1.2 DÉFORMATION PLASTIQUE POUR $T > T_f/2$

Pour les températures supérieures à 600-700°C, de nouveaux mécanismes de déformation plastique apparaissent, régis essentiellement par des processus de diffusion. Il s'agit de la montée des dislocations, ainsi que de la diffusion des défauts ponctuels le long des joints de grains ou en volume, qui est un processus thermiquement activé. La température et la vitesse de sollicitation ont alors une influence prépondérante sur le comportement mécanique. De plus, pour les hautes températures, la restauration et la recristallisation dynamique peuvent s'opposer à l'écroutissage (de nouveaux grains apparaissent, qui vont remplacer les grains pré-écrouis, c'est la recristallisation primaire, phase d'autant plus rapide que l'écroutissage préalable a été important). En outre, une précipitation peut se produire.

Généralement, la forme de la courbe de traction change brusquement lorsque  $T$  dépasse 600°C. La consolidation et la charge de rupture diminuent fortement, tandis que l'allongement augmente. A la fin d'un essai de traction à 600°C, la densité de dislocation est plus faible que celle observée après des essais à plus basse température. On observe également un réarrangement des cellules de dislocation, et une augmentation de leur taille. C'est un mécanisme d'adoucissement dynamique appelé recristallisation continue. Pour les aciers de type 316 ou 304, on observe aux alentours de 1000°C une recristallisation dynamique discontinue (c'est à dire une germination – croissance de nouveaux grains à partir des joints de grains de l'austénite déformée ([LAC.90])).

### III.2.2 Remarque sur les effets visqueux

Les effets visqueux se traduisent, pour les hautes températures, par une dépendance importante de la courbe de traction à la vitesse de déformation. Ceux-ci deviennent prépondérants pour des températures supérieures à 500-600°C environs (typiquement, au-delà du tiers de la température de fusion).

Comme dit plus haut, les processus de diffusion jouent un rôle important sur le fluage. En outre, la taille de grain est également un paramètre important en ce qui concerne les effets visqueux.

Le diagramme d'Ashby ([ASH.92]) indique le changement de taux de déformation plastique pour différents niveaux de contraintes et de températures. Il faut toutefois signaler que la dépendance de la déformation plastique vis à vis du taux de déformation dépend fortement des temps mis en jeu. Lors du soudage, le temps passé à haute température est relativement court, et la viscosité est le plus souvent négligée lors de la simulation numérique du soudage ([LIN.01b]).

## IV MODELISATION DU SOUDAGE TIG SUR ACIER 316L

### IV.1 COUPLAGES THERMO-(MÉTALLO)-MÉCANIQUE DANS LA ZAT

Afin d'obtenir les contraintes et distorsions résiduelles de soudage, il est nécessaire de modéliser les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques qui interviennent de façon couplée dans la ZAT. Dans le cas du soudage sur 316L, l'absence de transformations structurales à l'état solide permet de traiter un problème purement thermo-mécanique, sans qu'il soit nécessaire de modéliser de changements de microstructures. Le seul phénomène métallurgique à prendre en compte dans ce cas est la fusion du matériau, qui se traduit d'un point de vue thermique par la chaleur latente de fusion ainsi qu'une modification des propriétés thermophysiques après fusion<sup>1</sup>, et d'un point de vue mécanique par une modification de la loi de comportement après fusion (de type fluide). En l'absence de transformations de phases métallurgiques, les seuls phénomènes mécaniques induits par la

---

<sup>1</sup> On ne tiendra pas compte des phénomènes thermofluides qui lient thermique et mécanique dans la zone fondue.

thermique sont l'expansion ou la rétraction due à l'élévation de température (déformation thermique), et la dépendance des caractéristiques mécaniques vis à vis de la température.

A l'inverse, le seul phénomène thermique induit par la mécanique est le phénomène de dissipation intrinsèque : l'évolution de la déformation irréversible ainsi que des variables internes d'écroutissage conduit à une dissipation d'énergie sous forme de chaleur. Toutefois, cette élévation de température d'origine mécanique est souvent négligeable en comparaison de celle provenant de l'apport de chaleur délivrée par le procédé de soudage, compte tenu des déformations et vitesses de déformation relativement faibles qui sont mises en jeu ([KAR.91])<sup>1</sup>. Par conséquent, bien que ce ne soit pas toujours le cas<sup>2</sup> il est fréquent d'adopter une approche thermo-mécanique découplée pour la simulation numérique du soudage ([LIN.01.a]). Ainsi le calcul thermique est mené en première étape, et le champ de température transitoire obtenu est utilisé en entrée du calcul mécanique.

Dans la suite de ce chapitre, nous ne considérerons que le cas de calculs thermomécaniques découplés. C'est pourquoi les modélisations thermique et mécanique seront traitées séparément.

## IV.2 MODÉLISATION THERMIQUE

La modélisation véritablement complète du problème thermique nécessiterait la modélisation des transferts de chaleurs thermofluides dans l'arc électrique, avec prise en compte des phénomènes électromagnétiques, la modélisation des mouvements convectifs dans le bain fondu, en interaction avec le plasma de couverture, et les transferts de chaleur dans la partie solide (cf. II.4). Bien qu'une littérature abondante existe en ce qui concerne la prise en compte de la modélisation de l'arc et du bain de fusion dans la simulation (Voir par exemple les travaux de [TSA.83], [WU.97], [MAR.00], pour la modélisation de l'arc, et ceux de [KIM.97], [FAN.01], [STR.02], [ROG.00], [HUG.02]) pour la modélisation du bain fondu, nous nous placerons par la suite dans une optique de modélisation avec des codes de calculs industriels, qui ne permettent pas de modéliser les phénomènes présents dans l'arc et le bain fondu. Ceux-ci sont remplacés par la définition d'une source de chaleur de forme adéquate, avec éventuellement une modification des propriétés thermophysiques de façon artificielle après fusion ([LIN.01.a]). Seule la conduction de la chaleur est par conséquent modélisée, c'est pourquoi il ne sera pas fait allusion à la modélisation de l'arc et du bain par la suite.

### IV.2.1 Problème thermique : Mise en équation

#### IV.2.1.1 HYPOTHÈSES

On supposera par la suite que la source de chaleur est mobile. Bien que des cheminements complexes de la source puissent être envisagés, les deux cas de figure les plus courants sont la translation rectiligne à vitesse constante selon un axe en coordonnées cartésiennes (cas du soudage de plaques), ou bien, dans le cas du soudage d'une conduite cylindrique, le déplacement à vitesse angulaire constante autour de la circonférence du cylindre. Par la suite, nous nous placerons dans le cas de la translation rectiligne à vitesse uniforme  $V$ , connue a priori, de la source de chaleur. Deux repères sont alors considérés (cf. fig. 1.6) :

- Un repère « Lagrangien » lié à la pièce soudée ( $O, X, Y, Z$ )
- Un repère « Eulérien » lié à la source de chaleur ( $O', x, y, z$ ), qui la suit dans son déplacement

---

<sup>1</sup> Cette hypothèse n'est bien sûr plus valide dans le cas de procédés mettant typiquement en jeu de fortes dissipations, comme dans le cas du soudage par friction et de procédés comme le Stir Welding, cf. par ex. [DAL.02].

<sup>2</sup> Un calcul thermomécanique couplé peut par exemple se justifier lorsque les échanges thermique (conditions limites) dépendent de la géométrie, qui est modifiée en cours de soudage si les changements de forme sont importants (Cf. [LIN.01.a]).

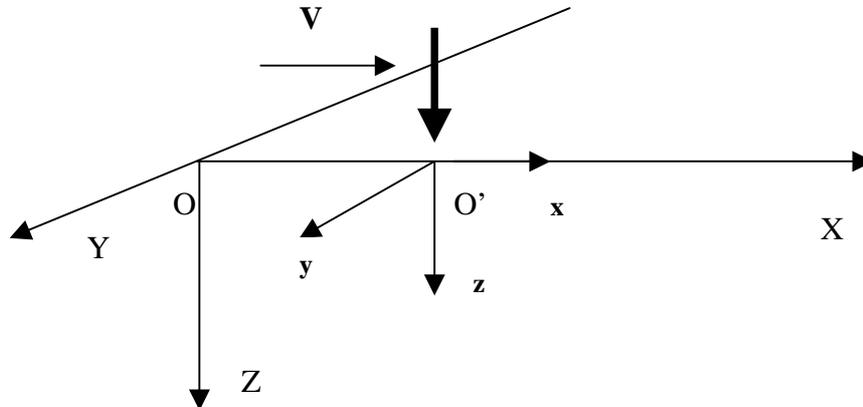


Figure 1.6 : Repères Lagrangien et Eulérien

Si la source se déplace à vitesse constante  $V$ , parallèlement à  $\mathbf{X}$ , et qu'elle est en  $X = 0$  pour  $t = 0$ , alors on a les relations suivantes pour les coordonnées d'un point :

$$\begin{Bmatrix} x \\ y \\ z \end{Bmatrix} \leftrightarrow \begin{Bmatrix} X = x + V.t \\ Y = y \\ Z = z \end{Bmatrix} \quad (1.9)$$

Repère local

#### IV.2.1.2 EQUATION DE LA CHALEUR

Si l'on considère le volume  $\Omega$  de la pièce soudée, dans le repère  $(O, X, Y, Z)$  précédemment défini, alors l'équation de la chaleur qui traduit le bilan énergétique dans ce domaine, s'écrit dans  $\Omega$  (formulation « Lagrangienne »):

$$\rho.C_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div}(\lambda.\text{grad}T) = G \quad (1.10)$$

ou encore, en faisant intervenir l'enthalpie du matériau, définie par  $H(T) = \int_{T_0}^T \rho.C_p(u).du$  (1.11)

$$\frac{\partial H}{\partial t} - \text{div}(\lambda.\text{grad}T) = G \quad (1.12)$$

$\lambda$  étant la conductivité du matériau,  $\rho$  la masse volumique,  $C_p$  la capacité calorifique et  $G$  une éventuelle source de chaleur volumique interne.

Cette équation s'accompagne d'une condition initiale, et de conditions limites. Ces dernières sont de type température imposée, ou bien flux normal imposé, ou encore échanges par rayonnement et convection avec l'air extérieur, selon la formule :

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = h(T - T_{air}) + \varepsilon\sigma(T^4 - T_{air}^4) + d(r, t) \quad (1.13)$$

$\mathbf{n}$  étant la normale extérieure,  $d$  étant un éventuel flux surfacique fonction de l'espace ( $r$ ) et du temps.  $h$  est le coefficient d'échange convectif,  $\sigma$  la constante de Stefan-Boltzman, et  $\varepsilon$  l'émissivité du matériau.

La source de chaleur provenant du soudage peut être introduite de différentes façons : condition limite externe (terme  $d$  dans l'équation 1.13) ou source interne de chaleur (terme  $G$  dans l'équation 1.10). Dans tous les cas cette source est fonction de l'espace et du temps dans le repère ( $O, X, Y, Z$ ).

#### IV.2.1.3 ECRITURE DE L'ÉQUATION DE LA CHALEUR DANS UN REPÈRE LIÉ À LA SOURCE

Dans ce cas, on se place dans le référentiel ( $O', x, y, z$ ) lié à la source de chaleur. On considère alors un domaine connexe  $\Omega'$ , intérieur au système  $\Omega$  étudié, que l'on suit dans son mouvement (fig. 1.7). En effet, dans le repère ( $O', x, y, z$ ), la source de chaleur est fixe, et c'est le domaine  $\Omega$  qui se déplace à la vitesse  $\mathbf{V}_{\Omega'} = -\mathbf{V}_{source} = -\mathbf{V}_{\Omega}$ .

Si  $\beta$  représente l'enthalpie par unité de masse du matériau et  $\rho$  sa masse volumique, l'équation de la chaleur qui traduit le bilan thermique sur le domaine  $\Omega'$  s'écrit :

$$\rho \frac{\partial \beta}{\partial t} + \rho \cdot \vec{V}_{\Omega'} \cdot grad\beta - div(\lambda \cdot gradT) = G \quad (1.14)$$

*Remarque* :  $d/dt$  désigne la dérivée particulaire

Cette équation s'accompagne également d'une condition initiale et de conditions limites (equ. 1.13).

#### IV.2.1.4 ECRITURE DE L'ÉQUATION DE LA CHALEUR DANS UN REPÈRE LIÉ À LA SOURCE EN QUASI-STATIONNAIRE

Bien souvent, les dimensions longitudinales de la plaque soudée sont suffisamment importantes pour qu'un régime permanent puisse s'établir. Lorsque le régime permanent (appelé quasi-stationnaire) est atteint, la distribution de température dans un repère lié à la source ne dépend pas du temps, mais seulement des variables d'espace ( $x, y, z$ ). A chaque instant, la répartition de température dans ce repère est donc invariable (Voir par exemple [ROS.41]).

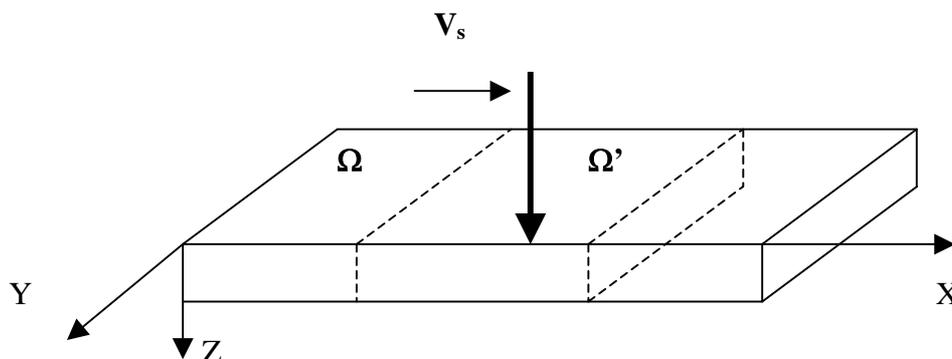


Figure 1.7 : domaine d'étude pour l'état quasi-stationnaire

L'écriture de l'équation (1.14) en quasi-stationnaire, écrite sur le domaine  $\Omega'$  que l'on suit dans son mouvement, se ramène donc à ( $dH/dt=0$ ):

$$\vec{V}_{\Omega'} \cdot \text{grad}H - \text{div}(\lambda \cdot \text{grad}T) = G \quad (1.15)$$

Avec  $H = \rho\beta$  l'enthalpie par unité de volume du matériau. Cette équation s'accompagne de conditions limites thermiques sur les frontières. Dans le cas du soudage de plaques, par exemple, la face avant du domaine  $\Omega'$  est maintenue égale à la température ambiante (c'est la condition « initiale »), tandis que la face arrière subit une condition adiabatique. Sur les autres faces, les conditions peuvent être de type température imposée, ou bien flux normal imposé, ou encore échange par rayonnement et convection avec l'air extérieur.

La source de chaleur provenant du soudage peut être introduite de différentes façons (condition limite externe ou source interne de chaleur). Dans tous les cas cette source est fonction de l'espace uniquement dans le repère ( $O', x, y, z$ ).

La résolution du problème thermique en quasi-stationnaire est donc pratique, car elle ne nécessite qu'un seul incrément de temps (il s'agit d'un problème statique). Après résolution, il est possible de récupérer la dimension temporelle en procédant au changement de variable (equ. 1.9). Dans le repère ( $O, X, Y, Z$ ), la température déterminée est en effet fonction de l'espace et du temps.

#### IV.2.1.5 CAS DES LOGICIELS CODE\_ASTER ET SYSWELD

Le logiciel *code\_Aster* traite l'équation de la chaleur par une formulation enthalpique (equ. 1.12). Avec le logiciel Sysweld, développé par ESI, il est possible d'adopter une formulation en capacité (equ. 1.10) ou bien en enthalpie (equ. 1.12). L'option correspondant au calcul quasi-stationnaire thermique (equ. 1.15) est disponible pour les deux logiciels.

*Remarque sur la prise en compte de la chaleur latente :*

A la température de fusion, la capacité thermique (qui est l'énergie à fournir pour élever la température du corps) subit une discontinuité qui se traduit par la chaleur latente de fusion, qui représente l'énergie à fournir pour franchir la température de changement de phase (cf. fig. 1.8). Dans le cas d'un corps pur, cette discontinuité apparaît à l'isotherme de fusion  $T_m$  (l'interface est infiniment mince). En revanche, dans le cas d'un mélange de constituant (alliages), la température s'étale entre les températures de liquidus et de solidus  $T_l$  et  $T_s$  : l'interface est alors plus épaisse, constituée d'une pâte mi-solide, mi-liquide. La formulation enthalpique de l'équation de la chaleur est utile pour la prise en compte des phénomènes de chaleur latente de changement de phase. En effet la formulation enthalpique évite de « manquer » la transformation, ce qui risque d'arriver pour la formulation en capacité si les pas de temps ne sont pas suffisamment petits.

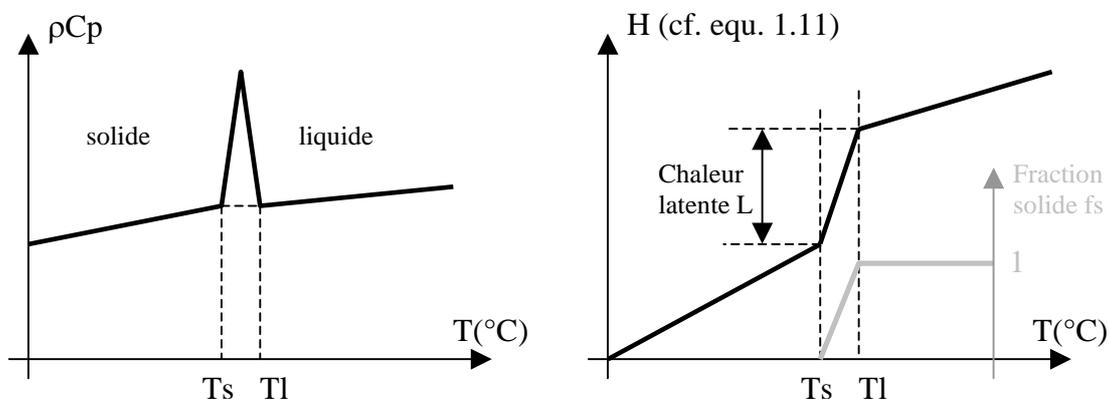


Figure 1.8 : prise en compte de la chaleur latente de fusion

## IV.2.2 Méthodes de résolution du problème thermique

### IV.2.2.1 QUELQUES MOTS SUR LES MÉTHODES ANALYTIQUES

Depuis le début du siècle, de nombreux auteurs ont tenté de résoudre de façon analytique l'équation de la chaleur dans le cas du soudage. Pour cela, seule est considérée l'action d'une source de chaleur concentrée, ainsi que les lois de propagation de l'énergie calorifique à partir de l'endroit où agit la source. Il s'agit donc de résoudre l'équation gouvernant les transferts par conduction dans une pièce, éventuellement soumise à l'action d'une source en mouvement. Les travaux de Rosenthal ([ROS.41]) dans les années 30, et ceux de Rykalin, entre 1950 et 1970 ([RYK.61]), demeurent les plus complets et les plus importants sur le sujet. Par la suite, les formules établies ont subi plusieurs corrections afin de tenir compte de tel ou tel paramètre (épaisseur de la pièce, paramètres de soudage...), afin de mieux s'accorder à une large gamme d'expériences (voir par exemple [CHR.65] ou [NGU.99]). Le cas des modèles analytique est bien adapté lorsqu'on considère la pièce à souder à une échelle très « macroscopique », pour laquelle la taille de la zone fondue est très petite en regard des dimensions de la pièce. On s'intéresse donc au champ de température de la pièce dans l'ensemble de la partie solide. D'ailleurs on assimile très souvent dans ces modèles la pièce soudée à un massif semi-infini, ou encore à un plan infini.

On suppose en général l'isotropie des matériaux, l'indépendance des propriétés thermophysiques vis à vis de la température, et les phénomènes de chaleur latente sont négligés. Ces hypothèses permettent de conserver la linéarité des modèles, et permettent donc d'obtenir des solutions analytiques pour des transferts de chaleur tridirectionnels. De plus, on se place souvent dans l'hypothèse d'un régime quasi permanent, relativement peu de modèles permettant de considérer des solutions transitoires.

Lorsqu'on est en repère mobile, l'équation de la chaleur est écrite dans un repère lié à la source (cf. equ. 1.15). Compte tenu des hypothèses (paramètres thermophysiques constants), l'équation 1.15 devient (en notant  $V_s$  la vitesse d'avancée de la source, parallèlement à l'axe des  $x$ ):

$$-\left(\frac{\rho C_p}{\lambda}\right) \cdot V_s \cdot \frac{\partial T}{\partial x} = \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right) + \frac{1}{\lambda} \cdot G \quad (1.16)$$

La prise en compte de l'apport de chaleur se fait le plus souvent par l'intermédiaire du terme  $G$  : on peut considérer par exemple un point source de chaleur, on a alors :

$$G = q \cdot \delta(x) \cdot \delta(y) \cdot \delta(z) \quad (1.17)$$

D'autres modélisations plus ou moins complexes ont été proposées (cf. par exemple [DRU.95], [NGU.99]). En ce qui concerne les conditions limites, on considère souvent que le flux échangé avec l'extérieur est nul. Cette hypothèse, non obligatoire, permet de conserver la linéarité.

La résolution analytique de l'équation de la chaleur se fait en général en utilisant les fonctions de Green, après un développement mathématique souvent long et relativement complexe. Lorsque l'intégration analytique des équations est impossible, on a recourt aux séries pour résoudre numériquement. Quelques modèles de type Rosenthal sont ainsi disponibles dans le logiciel Sysweld ([BER.00]) : ces modèles supposent l'indépendance des propriétés thermophysiques vis à vis de la température, et un flux nul échangé avec l'extérieur. La source de chaleur est représentée par un point énergétique  $G = q \cdot \delta(x) \cdot \delta(y) \cdot \delta(z)$ , avec  $q = \eta UI$ .

Les modèles analytiques de distribution de température dans une pièce sont pratiques pour évaluer différents paramètres caractéristiques de l'opération de soudage. Ils permettent notamment de mener des analyses paramétriques pour déterminer les effets de paramètres de soudage sur le bain fondu, sur la ZAT, sur les vitesses de chauffage et de refroidissement, sur l'influence de l'épaisseur de la pièce, etc. En revanche, ils ne permettent pas de représenter avec suffisamment de précision le champ de température, variable dans l'espace et le temps, dans l'ensemble de la pièce, ni notamment à proximité de la zone fondue. En effet la plupart des modèles « divergent » (donnent des températures qui tendent vers l'infini) pour les points situés à proximité de la source.

#### IV.2.2.2 RÉOLUTION PAR LA MÉTHODE DES ÉLÉMENTS FINIS

La résolution du problème thermique par éléments finis permet, en comparaison des méthodes analytiques, de prendre en compte les nombreuses non linéarités qui interviennent dans l'équation de la chaleur (propriétés thermophysiques dépendant de la température, chaleur latente, échanges de chaleur avec le milieu extérieur...). Cependant, une analyse tridimensionnelle transitoire d'une opération de soudage complète nécessite encore des temps de calcul et de capacités mémoires relativement importants. C'est pourquoi certaines stratégies de résolution sont parfois adoptées, qui consistent par exemple à réduire la dimension du problème. Nous allons rappeler ces différentes stratégies ci-dessous.

##### *IV.2.2.2.1 Résolution du problème 3D complet (transitoire)*

On considère dans ce cas l'équation 1.10 (ou 1.12), qui traduit le bilan thermique sur l'ensemble de la structure tridimensionnelle. Il est alors nécessaire de définir le mouvement de la source de chaleur sur ce domaine, comme une condition limite (ou bien une source interne de chaleur) en mouvement sur le maillage. La résolution fait alors intervenir une discrétisation temporelle, en plus d'une discrétisation spatiale correspondant au maillage.

Dans le cas d'une analyse transitoire tridimensionnelle, les gradients de températures (voire de microstructure dans le cas de transformations de phases) très intenses au voisinage immédiat de la source de chaleur doivent être représentés finement. Cette source de chaleur étant mobile, cela conduit à des maillages tridimensionnels extrêmement denses. L'une des difficultés rencontrée est alors de concilier un maillage qui soit suffisamment fin autour de la source de chaleur, avec des temps de calcul et des capacités mémoires qui restent du domaine du raisonnable dans un contexte industriel.

Une méthode parfois utilisée pour palier aux temps de calcul trop prohibitif est la technique du maillage adaptatif (cf. par exemple [LIN.97], [BER.00], [SHI.02],...), qui consiste à raffiner automatiquement le maillage autours de la source au fur et à mesure de l'avancée de celle-ci, et à regrossir le maillage après son passage. Il est alors nécessaire, pour mettre en œuvre cette méthode, d'assurer d'une part la compatibilité des maillages au niveau du raffinement, et d'autre part de disposer d'algorithmes de transport des grandeurs physiques entre deux maillages.

C'est essentiellement au niveau mécanique que des problèmes peuvent se poser : lorsque le maillage est déplacé, l'état de contrainte résiduel est réduit sur l'échelle grossière, ce qui entraîne une certaine perte d'information (cf. V.3.6.1).

En l'absence d'une telle technique, les principaux inconvénients du calcul transitoire complet, bien qu'il s'agisse de la simulation la plus réaliste, sont les temps de calcul et les capacités mémoires trop importants, essentiellement si on considère le calcul aval mécanique.

##### *IV.2.2.2.2 Résolution du problème 3D en quasi stationnaire*

La résolution en quasi-stationnaire présente l'avantage d'être rapide, tout en conservant un maillage tridimensionnel avec une forte densité autour de la source. Aucune discrétisation temporelle n'est effectuée, le problème étant indépendant du temps (cf IV.2.1.4).

Ce type de modélisation est souvent utilisé afin d'ajuster la modélisation de la source de chaleur de façon rapide. Il est en effet fréquent d'effectuer plusieurs calculs en ajustant la source de chaleur de façon à caler les résultats numériques sur des résultats expérimentaux (mesures de températures ou macrographie de la zone fondue), en vue d'une analyse mécanique avale transitoire. Par conséquent, le calcul quasi-stationnaire permet de caler un modèle de source, qui est ensuite réinjecté dans une simulation transitoire tridimensionnelle. Il est également possible de compléter une simulation quasi-stationnaire par une analyse transitoire afin d'étudier les effets de bord ([BER.00]).

### IV.2.2.2.3 Résolution 2D

Les simulations numériques transitoires tridimensionnelles étant coûteuses en ressources informatiques, des simulations bi-dimensionnelles sont parfois adoptées. Ce fût notamment beaucoup le cas lors de l'émergence de la simulation du soudage dans les années 1970 ([HIB.73]), alors que les moyens informatiques de l'époque ne permettaient pas de recourir à des simulations 3D.

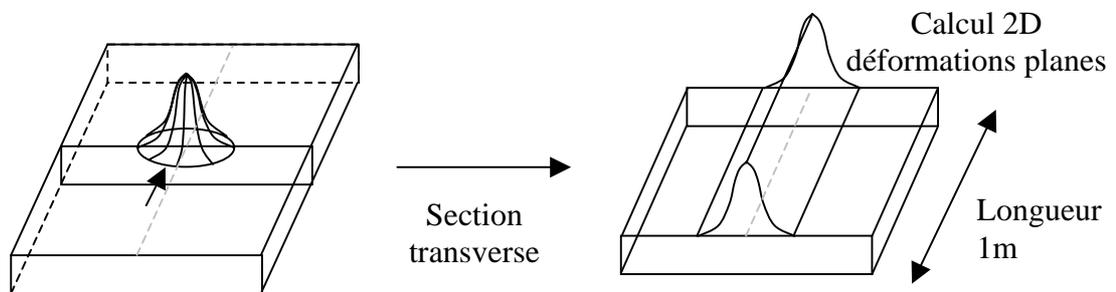


Figure 1.9.(a) : modélisation d'une section transverse

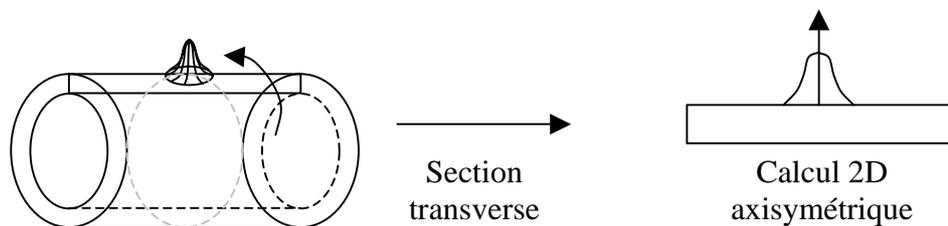


Figure 1.9.(b) : modélisation 2D axisymétrique (cas d'une conduite cylindrique)

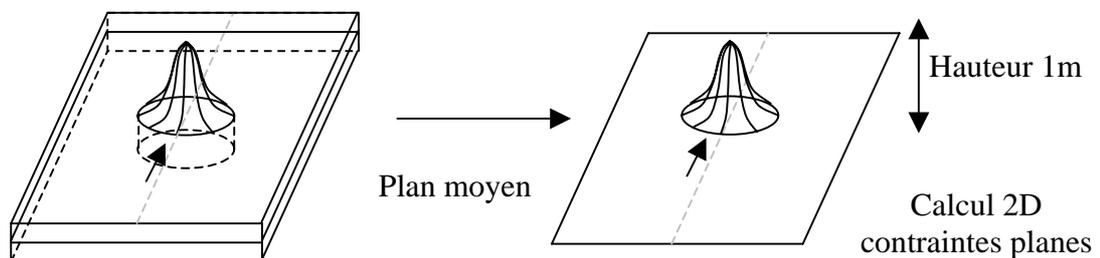


Figure 1.9.(c) : modélisation 2D du plan moyen

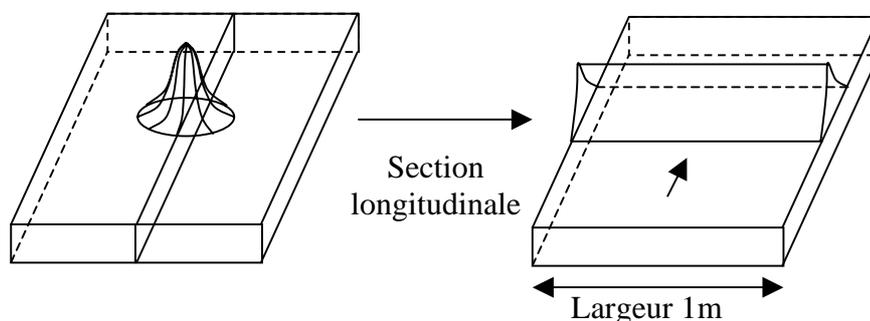


Figure 1.9.(d) : modélisation 2D d'une section longitudinale

Dans la majorité des cas, les simulations 2D considèrent une section transverse ([NIC.75], [HIB.73]), perpendiculaire à l'avancée de la torche de soudage (fig. 1.9.(a)). Des calculs 2D axisymétriques (fig. 1.9.(b)) sont parfois également adoptés pour le cas du soudage de conduites cylindriques (cf. par ex.

[JOS.93], [BRI.98]), bien que dans certains cas, une simulation 3D avec des éléments de coques soit possible ([TSO.98]).

Le problème 2D est ainsi traité en considérant une longueur unité dans la direction de soudage ([AND.78], [MCD.93], [ROE.95], [LIN.01c]), c'est-à-dire que la chaleur est déposée simultanément sur les 1m (ou sur la circonférence de la conduite, si le problème est traité en axisymétrique). L'apport de chaleur est alors appliqué sur le maillage 2D en fonction du temps, de façon à reproduire l'approche et l'éloignement de la source.

Ce type de modélisation ne permet pas de représenter le flux de chaleur dans la direction longitudinale (perpendiculaire au plan de maillage), et il est en général très difficile de reproduire une évolution réaliste des températures dans ces conditions.

D'autres choix sont également possibles pour la section à mailler : on peut choisir par exemple de mailler une section longitudinale (cf. fig. 1.9.(d)), ou bien, si on considère que les températures sont constantes dans l'épaisseur, on peut choisir de mailler le plan moyen de la plaque (cf. fig. 1.9.(c))

Les simulations bidimensionnelles, malgré leurs défauts, ont permis de dégager un certain nombre de conclusions, et demeurent fréquentes, notamment pour les simulations de soudage multipasse.

Dans tous les cas, les simulations 2D posent ensuite un certain nombre de problèmes en ce qui concerne le calcul mécanique. Ce point sera discuté par la suite en V.3.6.

### IV.2.3 Modélisation de la source de chaleur

La modélisation de la source de chaleur est un point clé de la simulation du soudage. Nous faisons ci-dessous quelques rappels en ce qui concerne la définition de l'apport de chaleur dans la simulation numérique.

#### IV.2.3.1 APPORT DE CHALEUR ET PROCÉDÉ DE SOUDAGE

Il convient tout d'abord de rappeler que l'apport de chaleur est fortement dépendant du procédé de soudage considéré. Dans le cas de procédés mettant en jeu de fortes densités d'énergie, comme dans le cas du soudage laser, ou par faisceau d'électrons, par exemple, l'énergie est déposée en profondeur dans la matière (création d'un capillaire, qui agit comme une source interne de chaleur) tandis que simultanément une partie du métal est vaporisé, créant un plasma qui agit comme une source surfacique de chaleur ([DUM.96], [PER.00]).

Dans le cas du soudage à l'arc, (TIG, MIG/MAG...), en revanche, l'énergie provenant de l'arc est déposée essentiellement en surface. L'apport de chaleur résulte des interactions électromagnéto-thermo-fluides couplées du plasma de couverture. Ce plasma de couverture peut donc être modélisé comme une source de chaleur surfacique. Toutefois, on peut également considérer dans le cas du TIG que le bain de fusion agit lui aussi comme une source de chaleur. L'ensemble plasma de couverture - bain fondu est alors remplacé par une source de chaleur volumique de forme adéquate.

En outre, l'apport de chaleur dépendra également du fait de la présence ou non de métal d'apport. L'une des principales difficultés consiste alors à choisir le phénomène physique responsable de l'apport de chaleur ([WAE.95]).

#### IV.2.3.2 ÉNERGIE ÉMISE ET ÉNERGIE ABSORBÉE

Dans le cas du soudage à l'arc électrique, l'énergie émise par unité de temps vaut :

$$Q = UI \text{ (en W ou en J/s)} \quad (1.18)$$

En réalité, seule une fraction de cette énergie sert effectivement à chauffer et faire fondre la pièce, le reste étant échangé avec l'extérieur par convection et rayonnement autour de la colonne d'arc et du

bain fondu. Etant donné que les phénomènes physiques complexes présents dans l'arc et les mouvements de convection dans le bain fondu ne sont pas modélisés, seul un paramètre  $\eta$  de « rendement », inférieur à 1, est incorporé à la modélisation de l'apport de chaleur, de façon à englober l'ensemble des pertes, selon la relation :

$$Q_{net} = Q_0 = \eta UI \quad (1.19)$$

Cette puissance « nette » peut être appliquée dans la modélisation comme un point source (c'est le cas des méthodes analytiques type Rosenthal), cependant, on considère en général que cette puissance est répartie dans l'espace.

#### IV.2.3.3 CAS D'UNE MODÉLISATION TRIDIMENSIONNELLE

Nous présentons ici quelques modélisations classiques adoptées pour la source de chaleur. Nous écrivons ces modélisations dans un repère lié à la source de chaleur (repère  $(O', x, y, z)$  sur la fig. 1.6). Leur expression dans un repère lié au solide soudé s'obtient par le changement de variable (équ. (1.9)).

La puissance nette absorbée peut être répartie soit en surface (on considère alors essentiellement la contribution énergétique du plasma de couverture), soit en volume (on considère le bain fondu) sur le maillage, soit les deux (surface et volume).

<b>Repère lié à la source (<math>O ; x = X - Vt ; y ; z</math>)</b>	
<b>Puissance nette absorbée : <math>Q_0 = \eta UI</math></b>	
<b>Répartition surfacique de l'énergie</b>	<b>Répartition volumique de l'énergie</b>
$q(x, y) = \frac{Q_0}{A} \cdot f(x, y)$	$q(x, y, z) = \frac{Q_0}{B} \cdot g(x, y, z)$
$q(x, y) = Q_m \cdot f(x, y)$	$q(x, y, z) = Q_m \cdot g(x, y, z)$
<b>A en m<sup>2</sup></b>	<b>B en m<sup>3</sup></b>

Tableau 1.2 : Répartition volumique ou surfacique de l'énergie

##### IV.2.3.3.1 Exemples de modèles de source surfacique

Lorsque la puissance est répartie en surface, on modélise l'apport de chaleur en tant que condition limite (terme  $d$  dans l'équation (1.13)), comme une densité de flux de chaleur, uniforme ou non, appliquée sur une surface  $S$ , on a alors, dans un repère lié à la source :

$$q(x, y) = \frac{Q_0}{A} \cdot f(x, y) = Q_m \cdot f(x, y) \quad (1.20)$$

$$\int_S q(x, y) \cdot dS = Q_0 \quad (1.21)$$

$f(x, y)$  étant la fonction de répartition surfacique, qui est maximale en  $(x = 0, y = 0)$ , c'est à dire pour un point situé juste sous la source.  $q$  est une densité de flux surfacique en  $W/m^2$ , c'est pourquoi doit apparaître la constante  $A$ , qui a la dimension d'une longueur au carré. Nous donnons ci-après quelques exemples.

a) répartition d'énergie constante sur un disque de rayon R

Une façon simple de représenter le flux surfacique est de choisir une densité de flux constante ( $f(x,y)=cste$ ) sur un disque de rayon R qui modélise la tache calorifique (fig. 1.10). Dans ce cas, on a  $q(x,y) = Q_m = cste$  sur cette tache calorifique.

La puissance totale  $Q_0$  s'écrit alors  $Q_0 = \int_0^R Q_m \cdot 2\pi r \cdot dr = \pi R^2 \cdot Q_m$  (1.22)

Le rayon R de la source s'écrit alors  $R = \sqrt{\frac{Q_0}{\pi \cdot Q_m}}$  (1.23) ; Par exemple, si  $Q_m = Q_0$ , alors  $R = \sqrt{\frac{1}{\pi}}$

b) Cas d'une répartition gaussienne infinie

Lors du soudage, le flux de chaleur atteint sa plus grande densité dans la partie centrale de la zone chauffée (bombardement électronique et ionique intense sous la tache calorifique). Lorsqu'on s'éloigne de la zone centrale, la densité de flux calorifique diminue (chauffage par rayonnement de l'électrode, et échanges convectifs avec les gaz de l'arc). On peut supposer que la densité de flux suit la loi de répartition des probabilités de Gauss. La loi de Gauss s'écrit, en unidimensionnel :

$$\psi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma} \exp\left(-\frac{(x - m)^2}{2\sigma^2}\right) \quad (1.24)$$

m étant la moyenne et  $\sigma$  l'écart type de la gaussienne.

Si on se place dans le cas d'une répartition surfacique (donc bidimensionnelle), il convient de faire intervenir comme variable, en coordonnées circulaires, le rayon r, tel que  $r^2 = x^2 + y^2$ . Dans ce cas la fonction gaussienne s'écrit :

$$\psi(x, y) = \psi(r) = \frac{1}{2\sigma^2 \cdot \pi} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma^2}\right) \quad (1.25)$$

Avec  $m = 0$  (gaussienne centrée en  $r = 0$ ), et  $\sigma$  l'écart type, qui traduit l'étalement spatial de la gaussienne. L'intégrale de cette fonction f sur r de 0 à l'infini est égale à 1.

Dans la littérature, on trouve en général l'écriture suivante pour l'expression du flux surfacique :

$$q(x, y) = q(r) = Q_m \cdot \exp(-Kr^2) \quad (1.26)$$

K est homogène à l'inverse d'une longueur au carré ( $1/m^2$ ). Il est parfois appelé coefficient de répartition de la source.

Soit, en notant  $K = \frac{1}{2\sigma^2}$  (1.27) :

$$q(x, y) = q(r) = \frac{Q_0}{2\pi \cdot \sigma^2} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma^2}\right) \quad (1.28)$$

La puissance totale émise  $Q_0$  peut donc s'écrire :

$$Q_0 = \eta UI = \int_0^\infty q(r) \cdot dS = \int_0^\infty q(r) \cdot 2\pi \cdot r \cdot dr = \frac{\pi \cdot Q_m}{K} \quad (1.29)$$

On en déduit donc l'expression de  $Q_m$  :

$$Q_m = Q_0 \cdot K / \pi \quad (1.30)$$

Par analogie avec la formule (1.20) citée plus haut, on a  $A = \pi/K$ , homogène à une longueur au carré ( $m^2$ ), et  $f(x,y) = \exp(-K(x^2 + y^2))$ .

d) Source à répartition gaussienne finie sur un disque de rayon  $R_s$

L'expression (1.28) concerne une répartition mathématique gaussienne, par définition infinie. En pratique, on fixe souvent un rayon limite  $R_s$  de la tache calorifique, tel que ce rayon limite définisse un cercle fini d'existence du flux thermique. Ce rayon est conventionnellement fixé de telle sorte que le flux  $q(R_s)$  soit égal à 5% du flux maximal situé au centre de la tâche calorifique ( $q(R_s) = 0,05 \cdot Q_m$ ).

En écrivant  $q(R_s) = Q_m \cdot \exp(-KR_s^2) = 0,05 \cdot Q_m$ , on obtient  $R_s = \sqrt{\frac{3}{K}}$  (1.31)

Si on note  $K = \frac{3}{R_s^2}$ , alors :

$$q(x, y) = q(r) = \frac{3 \cdot Q_0}{\pi \cdot R_s^2} \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{R_s^2}\right) \quad (1.32)$$

Cette formule est également courante dans la littérature (cf. par ex. [GOL.84]).

La figure (1.10) récapitule les principales formules précédemment décrites en ce qui concerne les sources surfaciques, bien que d'autres formes de répartition puissent être envisagées.

*IV.2.3.3.2 Exemples de modèles de source volumiques*

Si la puissance est répartie en volume, on modélise l'apport de chaleur en la faisant intervenir dans l'équation de la chaleur comme une source interne de chaleur (terme G dans l'équation (1.10)), c'est à dire une densité volumique de flux de chaleur appliquée au sein du matériau (volume V). Ce dernier type de modélisation est plus adapté lorsqu'on veut englober dans la formulation de l'apport de chaleur la contribution énergétique des phénomènes qui ont lieu dans le bain fondu. On a alors, dans un repère lié à la source :

$$q(x, y, z) = \frac{Q_0}{B} \cdot g(x, y, z) = Q_m \cdot g(x, y, z) \quad (1.33)$$

$$\int_V q(x, y, z) \cdot dV = Q_0 \quad (1.34)$$

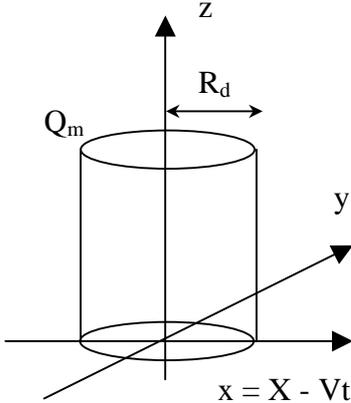
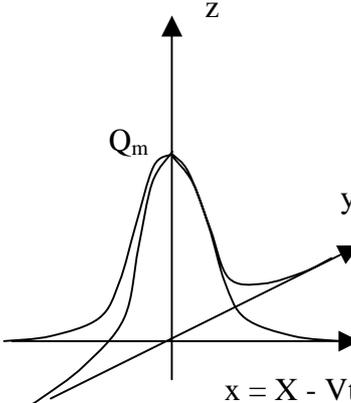
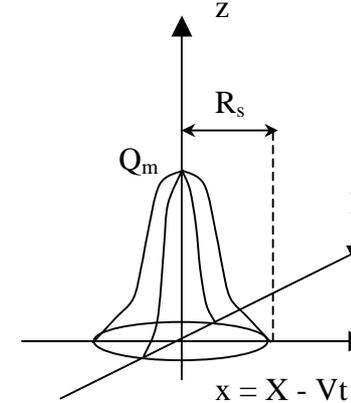
$g(x,y,z)$  étant la fonction de répartition volumique, qui est maximale en  $(x = 0, y = 0, z = 0)$ , c'est à dire au point situé directement sous la source.  $q$  est alors une densité de flux volumique en  $W/m^3$ , c'est pourquoi doit apparaître la constante B, qui a la dimension d'une longueur au cube.

a) répartition d'énergie constante selon une demie sphère de rayon R

Une façon simple de représenter le flux volumique est de choisir une densité de flux constante ( $g(x,y,z) = cste$ ) sur une (demie) sphère de rayon  $R_{sp}$  (fig. 1.11). Dans ce cas, on a  $q(x,y,z) = Q_m = cste$ .

La puissance totale  $Q_0$  s'écrit alors :

$$2 \cdot Q_0 = Q_m \cdot (4/3) \pi R^3 \quad (1.35)$$

Source surfacique : $q(x,y) = Q_0.f(x,y)/A = Q_m.f(x,y) \text{ W/m}^2$		
$r^2 = x^2 + y^2$ 	$r^2 = x^2 + y^2$ 	$r^2 = x^2 + y^2$ 
<b>Contante sur disque de rayon <math>R_d</math></b>	<b>Gaussienne à répartition infinie</b>	<b>Gaussienne à répartition finie sur disque de rayon <math>R_s</math></b>
$q(x, y) = Q_m$  $R_d = \sqrt{\frac{Q_0}{\pi \cdot Q_m}}$	$q(x, y) = q(r) = \frac{Q_0}{2\pi \cdot \sigma^2} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma^2}\right)$  $q(x, y) = q(r) = Q_m \exp(-Kr^2)$  $K = \frac{1}{2\sigma^2} \quad ; \quad Q_m = \frac{Q_0 \cdot K}{\pi}$	$q(x, y) = q(r) = \frac{3 \cdot Q_0}{\pi \cdot R_s^2} \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{R_s^2}\right)$  $q(x, y) = q(r) = Q_m \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{R_s^2}\right)$  $q(x, y) = 0 \text{ si } r > R_s$  $Q_m = \frac{3 \cdot Q_0}{\pi \cdot R_s^2}$
$A = \pi \cdot R_d^2$  $f(x, y) = 1$	$A = \frac{\pi}{K}$  $f(x, y) = \exp(-Kr^2)$	<ul style="list-style-type: none"> <li>• <math>A = \frac{\pi \cdot R_s^2}{3}</math></li> <li>• <math>f(x, y) = \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{R_s^2}\right)</math></li> </ul>
	$K = \frac{3}{R_s^2}$	
Figure 1.10 : exemples de modèles de source surfaciques		

b) répartition d'énergie non constante : analogie avec la répartition gaussienne

Dans ce cas, on considère un volume (fini) de forme ellipsoïdale, de rayon a, b, et c (cf fig. 1.11). La densité de flux volumique s'écrit alors (Cf. [GOL.84]):

$$q(x, y, z) = Q_0 \cdot \frac{6\sqrt{3}}{a \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3x^2}{a^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right) \quad (1.36)$$

Dans cette formule apparaît une constante (1/B) homogène à l'inverse d'une longueur au cube. Les rayons a, b et c correspondent aux rayons pour lesquels l'énergie est égale à 5% du pic.

➤ Remarque (1) :

Si  $a = b = c = R$  (volume sphérique), l'équation (1.36) s'écrit, en coordonnées sphériques :

$$q(x, y, z) = Q_0 \cdot \frac{6\sqrt{3}}{R^3 \cdot \pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3r^2}{R^2}\right) \quad (1.37)$$

➤ Remarque (2) :

Pour tenir compte du mouvement de la source, et donc de la dissymétrie de la source de chaleur, Goldak propose les équations suivantes, pour une double ellipsoïde ([GOL.84]):

$$q(x, y, z) = Q_0 \cdot \frac{6\sqrt{3} \cdot f_\xi}{a_\xi \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3x^2}{a_\xi^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right) \quad (1.38)$$

avec  $\xi = f$  ou  $r$  selon que  $x$  est positif ou négatif.

$$f_f + f_r = 2 \quad (1.39)$$

et pour assurer la continuité en  $x = 0$  :

$$f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r} \quad \text{et} \quad f_r = \frac{2a_r}{a_f + a_r} \quad (1.40)$$

La figure I.11 récapitule les formules présentées ci-dessus. Bien que d'autres types de sources volumiques existent (par exemple source CIN de Ranatovsky & Pocwiardski, ou encore modèles plus adaptés à d'autres types de procédé comme le laser ([DUM.96]), la double ellipsoïde demeure le modèle le plus fréquemment utilisé dans le cas du soudage à l'arc.

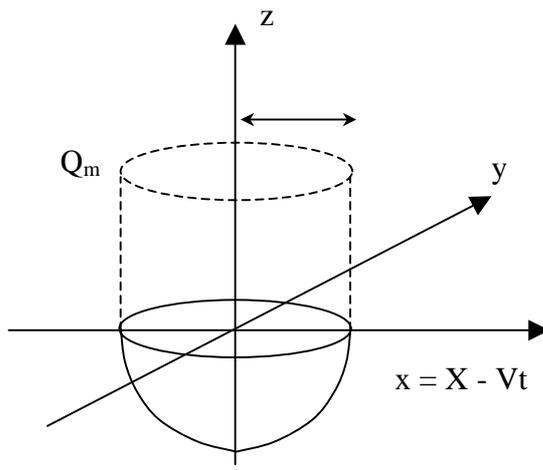
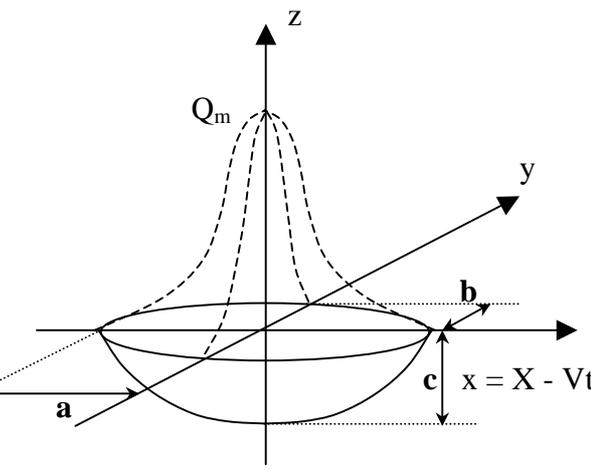
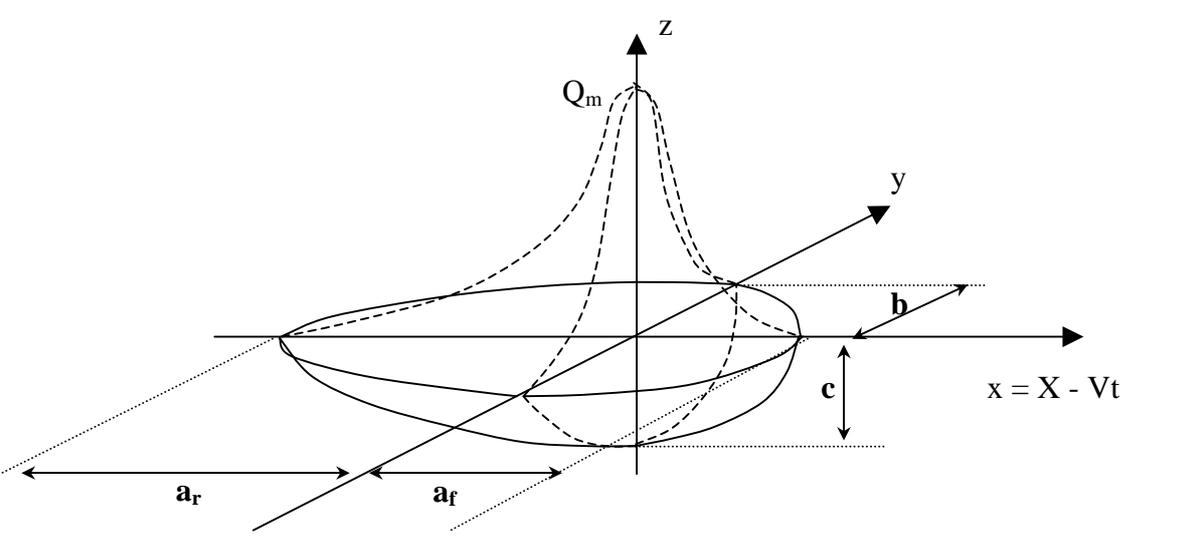
#### IV.2.3.3 Remarque sur la détermination des paramètres des sources de chaleur

La détermination des paramètres intervenant dans les modèles de sources décrits ci-dessus n'est pas aisée et nécessite toujours un recalage sur des données expérimentales (mesures de températures ou relevé de zone fondue). En ce qui concerne l'intensité  $I$  et la tension  $U$ , celles-ci peuvent être déduites des conditions expérimentales. L'intensité, bien qu'elle fluctue en cours de soudage, est fixée par l'utilisateur, et la tension est directement corrélée à la hauteur d'arc (Cf. II.2.2).

Dans le cas d'une source surfacique à répartition gaussienne, le paramètre  $\sigma$  (intervenant dans l'équation I.28) d'étalement de la source peut être relié, dans le cas du soudage TIG sur acier inoxydable, quasi linéairement à la hauteur d'arc ([TIS.98]). La largeur de bain, si elle est connue expérimentalement, peut également être utilisée pour le rayon  $R$  dans l'équation 1.22, ou pour le rayon  $R_s$  dans l'équation 1.32.

Lorsque des relevés de la zone fondue (macrographies) sont disponibles, la profondeur de pénétration ainsi que la largeur de bain, relevées sur les macrographies, peuvent être utilisées pour fixer les coefficients  $c$  et  $b$  de la double ellipsoïde (equ. 1.38). En l'absence d'autres données, Goldak & al. ([GOL.84]) préconisent de prendre une distance en avant de la source  $a_f$  égal à la moitié de la profondeur de pénétration, et une distance en arrière de la source  $a_r$  égale au double de la profondeur de pénétration, dans les équations 1.38 et 1.40.

En ce qui concerne le paramètre de « rendement »  $\eta$ , celui-ci est dépendant des hypothèses qui sont effectuées sur la répartition de la source. Dans le cas d'une répartition gaussienne surfacique, par exemple, ce rendement est estimé entre 60 et 90% ([TIS.98]). Dans l'ensemble de la littérature, la valeur 80% est la plus fréquemment rencontrée (cf. par exemple [HON.98]).

Source volumique : $q(x,y,z) = Q_0 \cdot g(x,y,z) / B = Q_m \cdot g(x,y,z) \text{ W/m}^3$	
	
<b>Constante sur une sphère de rayon <math>R_{sp}</math></b>	<b>Gaussienne 3D à répartition finie sur ellipsoïde de rayons <math>a, b, c</math></b>
$q(x, y, z) = Q_m$	$q(x, y, z) = Q_0 \cdot \frac{6\sqrt{3}}{abc \cdot \pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3x^2}{a^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right)$
$B = \frac{2\pi \cdot R_{sp}^3}{3}$ $g(x,y,z) = 1$	$B = \frac{abc \pi^{3/2}}{6\sqrt{3}}$ $g(x, y, z) = \exp\left(\frac{-3x^2}{a^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right)$
	
<b>Gaussienne 3D à répartition finie sur double ellipsoïde de rayons <math>a_f, a_r, b, c</math></b>	
$q(x, y, z) = Q_0 \cdot \frac{6\sqrt{3} \cdot f_\xi}{a_\xi \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \exp\left(\frac{-3x^2}{a_\xi^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right) \cdot \exp\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right)$ <p>avec <math>\xi = f</math> ou <math>r</math> selon que <math>x</math> est positif ou négatif et <math>f_f + f_r = 2</math></p> $f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r} \text{ et } f_r = \frac{2a_r}{a_f + a_r}$	
Figure 1.11 : exemple de modèles de source volumiques	

#### IV.2.3.4 CAS D'UNE MODÉLISATION 2D DU PROBLÈME THERMIQUE

Lorsque l'analyse se fait pour une section transversale à la ligne de soudage (cf. fig. 1.9(a)), on considère une longueur longitudinale unité (longueur = 1m). Dans le cas d'un trajet linéaire de la source à vitesse  $V$  constante, l'énergie totale déposée simultanément sur une longueur unité vaut :

$$E = \eta \frac{UI}{V} \text{ en J/m} \quad (1.41)$$

Cette énergie, appliquée sur une partie du maillage, est distribuée dans le temps, afin de simuler l'approche et l'éloignement de la source de chaleur. Deux méthodes principales peuvent alors être adoptées :

- soit une histoire de température est appliquée sur une partie du maillage,
- soit une densité de flux de chaleur fonction du temps (et éventuellement de l'espace) est appliquée sur une partie du maillage.

Dans le cas d'une température imposée, une partie du maillage (par exemple, la zone fondue déterminée d'après une macrographie, ou bien le volume de métal déposé, dans le cas du soudage avec métal d'apport) est choisie. Une montée en température (linéaire ou non) est imposée sur cette zone, jusqu'à la température de fusion (ou une température supérieure), avec ou sans maintien (cf. fig. 1.12). Le refroidissement s'effectue ensuite par convection et rayonnement avec l'air extérieur. (voir par exemple [WAE.95], [ROE.95],[DES.01a et b])

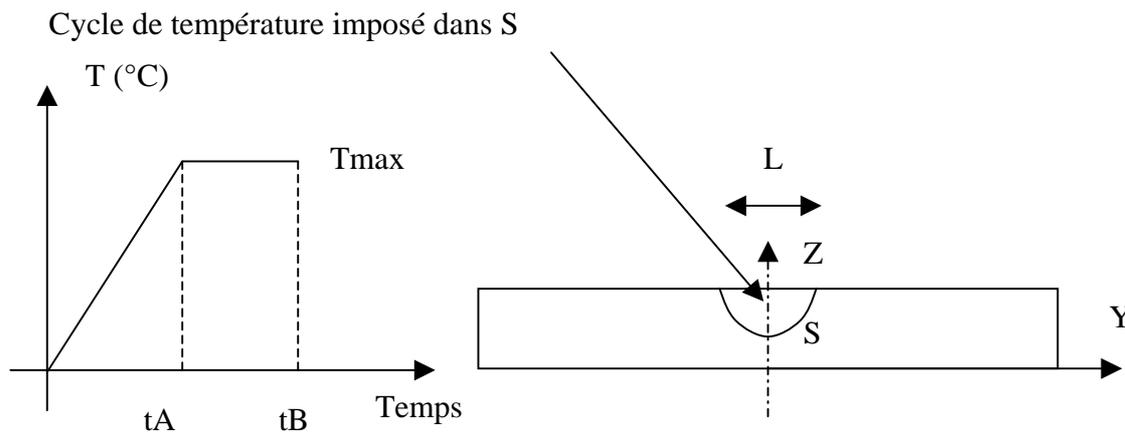


Figure 1.12 : histoire de température imposée dans le cas d'une simulation 2D

Le calage des caractéristiques du cycle thermique imposé (temps de montée, température maximale, temps éventuel de maintien) est en général très difficile. En effet, ces caractéristiques sont souvent recalées par des calculs successifs, dans le meilleur des cas sur des mesures de températures et des macrographies si elles existent, ou bien d'après des modèles analytiques types Rosenthal. Waeckel ([WAE.95]) propose toutefois une formule faisant intervenir le temps de maintien  $t_m = (t_A - t_B)$  et la température maximale  $T_m$  qui donne un certain sens physique aux paramètres du cycle thermique :

$$\frac{\eta UI}{V} = S \cdot \Delta H_{20}^{T_m} + \int_0^{t_m} \int_{\partial v / p} \phi(t) ds dt \quad (1.42)$$

$\Delta H_{20}^{T_m}$  désignant la variation d'enthalpie volumique entre 20°C et  $T_m$ ,

$\int_0^m \int_{\partial v/p} \phi(t) ds dt$  désignant l'intégrale du flux de chaleur  $\Phi$  sur la frontière  $\partial v/p$  entre la pièce et le volume de métal déposé pendant la phase où l'on impose la température. Ce terme représente la quantité de chaleur numériquement apportée à l'ensemble pièce + soudure pour chauffer et maintenir le volume de métal déposé à la température  $T_m$ .

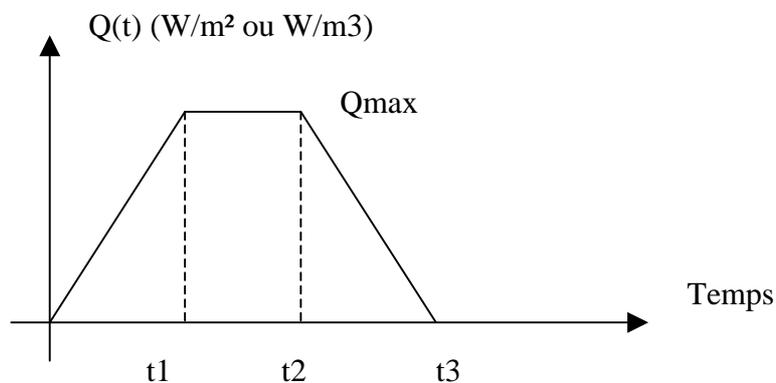
*Remarque* : parfois, ce cycle thermique appliqué s'accompagne d'une modification artificielle des propriétés thermophysiques (cf. par exemple [ROE.95]) : augmentation artificielle de la conductivité thermique afin d'homogénéiser la température du bain fondu, ou-et augmentation artificielle de la capacité thermique de façon à « maintenir » le métal à l'état de fusion pendant un temps déterminé.

Lorsqu'on choisit d'imposer une densité de flux de chaleur (voir par ex [BRI.98], ce qui est en général recommandé par rapport à une approche en température, cf. [DES.01a]), cette densité de flux peut être volumique ou surfacique.

Dans le cas d'un flux thermique volumique, celui-ci est distribué de façon uniforme dans la section  $S$  représentée sur la figure 1.12 (qui correspond en général à la zone fondue, obtenue d'après macrographie). En fait il s'agit du volume : (Section  $S$ )  $\times$  1m. Le flux imposé est donc donné par :

$$Q = \eta \frac{UI}{VS} \text{ en J/m}^3 \quad (1.43)$$

En outre, ce flux est distribué en fonction du temps : temps de montée correspondant à l'approche de la source, maintien, puis diminution correspondant à l'éloignement de la source (cf. fig. 1.13). Lorsque le flux est totalement éteint, le refroidissement se fait par convection, rayonnement avec l'extérieur.



$$Q_{\max} \cdot (t_2 - t_1 + t_3) / 2 = \eta UI / (V \cdot S)$$

Figure 1.13 Distribution temporelle du flux du flux imposé

Les inconnues à recalculer sont les temps  $t_1$ ,  $t_2$ ,  $t_3$ . Ceux-ci doivent être ajustés de façon à retrouver la bonne évolution de température.

Dans le cas d'un flux thermique surfacique, celui-ci est distribué sur la longueur  $L$  représentée sur la figure 1.12. En fait il s'agit de la surface (longueur  $L$ )  $\times$  1m. Ce flux est donné par :

$$Q = \eta \frac{UI}{VL} \text{ en J/m}^2 \quad (1.44)$$

De même que pour le flux volumique, ce flux est distribué en temps, avec les inconnues  $t_1, t_2, t_3$ .

*Remarques :*

i) Il est bien sûr possible d'adopter un flux volumique non uniforme sur S, pour affiner le champ de température. Néanmoins, cela rajoute des paramètres supplémentaires qui doivent être calés.

ii) Notons que le calage de l'apport de chaleur pour des simulations bidimensionnelle est extrêmement difficile. Si la forme de la zone fondue (observée d'après macrographie) peut être bien reproduite, le fait de négliger le flux perpendiculaire au plan de la section ne permet pas d'obtenir une adéquation calcul-mesure satisfaisante en terme de températures transitoires, ce qui peut être préjudiciable pour le calcul mécanique (essentiellement pour le calcul des déplacements transitoires).

iii) Enfin, lorsque le code de calcul en offre la possibilité, il est préférable de projeter des résultats thermiques obtenus d'après une simulation transitoire tridimensionnelle, sur une section transversale à l'avancée de la soudure.

#### IV.2.3.5 CAS PARTICULIER DU SOUDAGE MULTIPASSE (COURBES ENVELOPPES/GROUPEMENT DE PASSE)

Lorsque l'opération de soudage est effectuée avec un grand nombre de passe, la simulation transitoire tridimensionnelle complète de toutes les passes n'est souvent pas envisageable. Des simulations bidimensionnelles sont alors adoptées. Cependant, même en 2D, le nombre de passes est parfois si important qu'il est impossible d'effectuer à la suite un calcul transitoire pour chaque passe. La technique du groupement de passe est alors la plus fréquente ([LIN.01a]). L'opération de soudage complète est découpée en « groupes de passes », chacune étant modélisée, du point de vue de l'apport de chaleur, comme précisée au paragraphe précédent.

Certaines simulations, encore plus simplifiées, considèrent des courbes de « températures enveloppes ».

Le soudage multipasse concerne essentiellement les assemblages de fortes sections, c'est-à-dire les assemblages pour lesquels les distorsions sont faibles, et les contraintes résiduelles importantes. Si les simulations numériques bidimensionnelles ne permettent pas de représenter correctement les distorsions de soudage, elles peuvent cependant donner des résultats satisfaisants en termes de contraintes résiduelles ([BRU.97]), ce qui cautionne le recours à de telles simulations dans le cas du soudage multipasse. Nous allons détailler les aspects mécaniques dans la suite de ce chapitre.

### IV.3 MODÉLISATION MÉCANIQUE

#### IV.3.1 Problème mécanique : mise en équation

Le problème mécanique, découplé du problème thermique, repose sur la résolution des équations d'équilibre statique, les termes d'inertie étant négligés :

$$\text{div}(\underline{\sigma}) + f_{\text{volume}} = 0 \quad (1.45)$$

La déformation totale incrémentale est calculée à partir des déplacements incrémentaux durant l'analyse non linéaire par éléments finis. Les contraintes sont reliées à la part élastique de la déformation, et un certain nombre de parts inélastiques interviennent ; la déformation totale se décompose en :

$$\underline{\varepsilon}^{\text{totale}} = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^{\text{ther}} + \underline{\varepsilon}^p + \underline{\varepsilon}^{\text{vp}} \quad (1.46a)$$

ou bien, sous forme incrémentale :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{totale} = \underline{\dot{\varepsilon}}^e + \underline{\dot{\varepsilon}}^{ther} + \underline{\dot{\varepsilon}}^p + \underline{\dot{\varepsilon}}^{vp} \quad (1.46b)$$

Remarques :

- i) la décomposition additive, valable sous l'hypothèse de petites déformations, peut être dérivée de la décomposition multiplicative de la partie symétrique du gradient de déformation.
- ii) L'incrément de contrainte est calculé à partir de l'incrément de déformation. Dans le cas d'une analyse en grandes déformations, un taux objectif de contrainte doit être choisi (dérivée de Jaumann, par exemple).
- iii) Dans l'équation 1.46b, apparaissent les taux de déformations plastique et viscoplastique. En général, ces deux taux n'interviennent pas simultanément dans l'implémentation numérique. Le mécanisme de déformation plastique étant variable selon la température (cf. III.2.1), il est souvent d'usage de considérer un comportement purement viscoplastique pour les hautes températures, et purement plastique pour les basses températures.

### IV.3.2 Déformation élastique et déformation thermique

Le taux de déformation élastique est donné par la loi de Hooke :

$$\underline{\sigma} = \underline{A} \cdot \underline{\varepsilon}^e = \underline{A} (\underline{\varepsilon}^{totale} - \underline{\varepsilon}^{ther} - \underline{\varepsilon}^p - \underline{\varepsilon}^{vp}) \quad (1.48)$$

La déformation thermique quant à elle, en l'absence de transformations de phases métallurgiques (qui s'accompagneraient d'un changement de volume), s'écrit uniquement :

$$\underline{\varepsilon}^{ther} = \alpha(T) \cdot (T - T_{ref}) \cdot \underline{I} \quad (1.49)$$

$\alpha$  étant le coefficient de dilatation thermique,  $T_{ref}$  la température de référence à laquelle la dilatation thermique est nulle, et  $\underline{I}$  la matrice unité.

La dilatation thermique pilote la formation des contraintes résiduelles, le coefficient de dilatation est donc un paramètre essentiel. Le changement de volume lié à la transformation solide-liquide est généralement ignoré, étant donné que les déformations plastiques générées par cette transformation sont de toute façon annulées lors de cette transformation. Toutefois, le retrait de solidification est parfois pris en compte en vue d'analyses de fissuration à chaud ([LIN.01.a]).

### IV.3.4 Modélisation du comportement plastique

Pour la plasticité indépendante du temps, le modèle le plus utilisé pour la simulation numérique du soudage est la plasticité utilisant le critère isotrope de Von Mises, avec la loi d'écoulement associée. Cette modélisation considère des déformations plastiques incompressibles et indépendantes de la part hydrostatique du tenseur des contraintes (seule la partie déviatorique intervient). La loi d'écoulement postule un écoulement plastique normal à la surface de charge, en vertu du principe du travail maximal (Drucker).

Le domaine élastique est défini par :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma^{VM} - \sigma_y \leq 0 \quad (1.50)$$

$\sigma_y$  étant la limite élastique, et  $\sigma^{VM}$  étant la contrainte équivalente de Von Mises définie par :

$$\sigma^{VM} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (1.51)$$

$\underline{S}$  désignant le tenseur déviateur des contraintes et  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  les contraintes dans le repère principal.

Lors de l'écoulement plastique, on a :

$$f(\sigma_{ij}) = 0 \rightarrow \Delta \varepsilon_{ij}^{total} = \Delta \varepsilon_{ij}^e + \Delta \varepsilon_{ij}^{th} + \Delta \varepsilon_{ij}^p \quad (1.52)$$

La loi d'écoulement s'écrit :  $\Delta \varepsilon_{ij}^p = \Delta \lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = \Delta \lambda \cdot \frac{3}{2} \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}}$  (1.53)

L'équation de consistance  $\dot{f} = 0$  (1.54) permet de déterminer le multiplicateur plastique  $\Delta \lambda$ . La loi d'écoulement s'accompagne alors d'une loi d'écrouissage qui permet de déterminer l'évolution de la surface de charge. Celle-ci s'écrit sous la forme  $\sigma = g(\varepsilon^p)$ , ou bien  $\sigma = g(\varepsilon)$ . On distingue alors :

- Le cas de la plasticité parfaite
- Le cas de la plasticité avec écrouissage linéaire, qui fait intervenir un module d'écrouissage linéaire  $h$  :

$$\sigma(T, \varepsilon_{eq}^p) = \sigma_0(T) + h(T) \cdot \varepsilon_{eq}^p \quad (1.55)$$

$\sigma_0$  désignant la limite élastique initiale à la température considérée.

- Le cas de la plasticité avec écrouissage non linéaire : dans ce cas l'écrouissage (relation  $\sigma = g(\varepsilon^p)$ ) est défini point par point, ou bien par l'intermédiaire d'une fonction, par exemple de type Ramberg-Osgood :

$$\sigma(T, \varepsilon_{eq}^p) = \sigma_0(T) + k(T) \cdot (\varepsilon_{eq}^p)^{N(T)} \quad (1.56)$$

$\sigma_0$  désignant la limite élastique initiale à la température considérée,  $k$  et  $N$  étant deux coefficients dépendant de la température.

Dans le cas d'un écrouissage isotrope (expansion du domaine élastique), l'écrouissage est gouverné par une variable scalaire : il s'agit de la déformation plastique cumulée définie par :

$$\varepsilon_{eq}^p = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{eq}^p \cdot dt \quad (1.57.a) \quad \text{avec} \quad \dot{\varepsilon}_{eq}^p = \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^p \cdot \dot{\varepsilon}_{ij}^p} \quad (1.57.b)$$

Le critère s'écrit alors :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma^{VM} - \sigma_y(\varepsilon_{eq}^p) \leq 0 \quad (1.58)$$

Dans le cas d'un écrouissage cinématique (déplacement du domaine élastique), l'écrouissage est gouverné par une variable force tensorielle  $\chi$  (reliée à une variable interne tensorielle  $\alpha$  par l'intermédiaire d'une loi d'écrouissage), qui indique la position de la surface de charge dans l'espace des contraintes. Le critère s'écrit alors :

$$f(\sigma_{ij}) = (\sigma - \chi)^{VM} - \sigma_y \leq 0 \quad (1.59)$$

*Remarque* : nous utiliserons par la suite la notation « VM » pour désigner l'équivalence scalaire au sens de von Mises d'un tenseur quelconque, comme défini dans l'équation (1.51) pour le cas du tenseur des contraintes

### IV.3.5 Modélisation du comportement viscoplastique

Dans le cas de la plasticité indépendante du temps, le taux d'écoulement plastique est déterminé par l'équation de consistance (1.54), qui indique que la contrainte effective demeure sur la surface de charge lors de la plastification. Dans le cas de la viscoplasticité, qui interdit les déformations

plastiques instantanées<sup>1</sup>, c'est le temps qui gouverne les déformations inélastiques. Les phénomènes visqueux se traduisent donc par la dépendance du comportement du matériau vis à vis de la vitesse de sollicitation. Ces phénomènes visqueux sont mis en évidence par des essais caractéristiques, comme le fluage, ou la relaxation ([LEM.85], [CAU.95]).

La modélisation mathématique de la viscoplasticité a débuté au début du siècle avec les travaux d'Andrade. En 1929, la loi de Norton relia la vitesse de fluage secondaire à la contrainte appliquée dans un cas uniaxial. Les travaux d'Odqvist généralisèrent cette loi au cas tridimensionnel en 1934. De nombreux auteurs ont depuis contribué à formuler des expressions issues des équations générales de la mécanique des milieux continus reliant  $\sigma$ ,  $\varepsilon$ ,  $\dot{\varepsilon}$ , et caractéristiques d'un domaine d'utilisation. Ainsi, en vue d'une utilisation à l'échelle industrielle pour la simulation du soudage, de nombreux modèles à nombre de paramètres réduits ont vu le jour, dont la validité est limitée à des domaines restreints d'utilisation.

#### IV.3.5.1 APPROCHE PHÉNOMÉNOLOGIQUE DANS UN CADRE THERMODYNAMIQUE

Rappelons que deux approches différentes et néanmoins complémentaires peuvent être adoptées pour modéliser le comportement macroscopique des matériaux ([FRA.93]). La première approche consiste à passer du microscopique au macroscopique en décrivant les phénomènes microstructuraux à l'aide de modèles fondés sur la théorie des dislocations, puis à intégrer pour traduire une loi de comportement globale. La seconde approche, dite approche phénoménologique, qui est celle adoptée par l'ensemble des modèles qui seront présentés ici, consiste à identifier directement les phénomènes à l'échelle macroscopique, et à formuler des modèles dans un cadre thermodynamique. Cette dernière approche considère alors des variables thermodynamiques (variables observables et variables internes), reliées par des relations d'état par l'intermédiaire de potentiels thermodynamiques.

Dans ce cas, le formalisme de la viscoplasticité est calqué sur celui de la plasticité indépendante du temps. Il faut pour cela caractériser d'une part un critère de plasticité  $f$  et d'autre part un potentiel plastique  $\Phi$  pour définir la direction de l'écoulement, l'écrouissage et l'intensité de l'écoulement.

En plasticité, l'intensité de l'écoulement est imposée par la condition de cohérence, tandis qu'en viscoplasticité elle est définie par une fonction de viscosité  $\psi(\langle f \rangle)$ , telle que :

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \psi(\langle f \rangle) \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} \quad (1.60)$$

$f$  étant le même critère en plasticité et en viscoplasticité,  $\phi$  étant le potentiel plastique, qui peut être, comme en plasticité classique, identique au critère (matériaux standards), ou différent du critère (viscoplasticité non associée).

Le choix possible pour  $f$  et pour  $\phi$  est à l'origine de la diversité des modèles, comme en plasticité indépendante du temps ; La spécificité de la viscoplasticité réside dans le choix de la fonction de viscosité  $\psi(\langle f \rangle)$ . Elle est caractérisée par une expression telle que la vitesse de déformation inélastique ne dépende plus de la vitesse de contrainte, mais uniquement de l'état instantané de contrainte et de l'état d'écrouissage. Le choix de cette fonction de viscosité varie selon les modèles (linéaire, puissance, exponentielle, sinus hyperbolique...)

---

<sup>1</sup> Bien que certains modèles prennent en compte à la fois une déformation plastique instantanée et une déformation viscoplastique, souvent avec un couplage entre plasticité et viscoplasticité, la plupart du temps ce couplage est considéré comme total : ainsi on ne distingue pas les grandeurs intervenant en plasticité et en viscoplasticité, et seule la déformation viscoplastique est conservée, la déformation plastique étant éliminée des équations.

#### IV.3.5.2 MODÈLES VISCOPLASTIQUES CLASSIQUES [LEM.85]

Les modèles de viscoplasticité classiques peuvent se regrouper en différents groupes :

- Viscoplasticité parfaite (avec ou sans domaine élastique)
- Viscoplasticité avec écrouissage isotrope (additif ou multiplicatif)
- Viscoplasticité avec écrouissage cinématique

Le tableau ci-dessous rappelle (avec des notations identiques à celles utilisées pour la plasticité) la formulation de la déformation viscoplastique dans ces différents cas de figure. Dans le tableau ci-dessous,  $\sigma_s$  désigne le seuil d'écoulement viscoplastique (éventuellement nul si il n'y a pas de domaine élastique) et  $R$  désigne un terme (scalaire) d'écrouissage isotrope relié à la déformation plastique cumulée  $p$  (définie par les équations 1.57a et 1.57b) par l'intermédiaire d'une loi d'écrouissage (equ. 1.55 ou 1.56 par exemple).

Viscoplasticité parfaite (Odqvist) :	$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \left( \frac{\langle \sigma^{VM} - \sigma_s \rangle}{\eta} \right)^n \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (1.61)$
Viscoplasticité avec écrouissage isotrope multiplicatif :	$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \left( \frac{\langle \sigma^{VM} - \sigma_s \rangle}{\eta \cdot p^{1/m}} \right)^n \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (1.62)$
Viscoplasticité avec écrouissage isotrope additif :	$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \left( \frac{\langle \sigma^{VM} - R - \sigma_s \rangle}{\eta} \right)^n \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (1.63)$
Viscoplasticité avec écrouissage cinématique :	$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \dot{p} \cdot \frac{(\sigma - \chi)_{ij}^d}{(\sigma - \chi)^{VM}} \quad (1.64a)$ $\dot{p} = \left( \frac{\langle (\sigma - \chi)^{VM} - \sigma_s \rangle}{\eta} \right)^n \quad (1.64b)$
Tableau 1.3 : différentes formulations du taux d'écoulement viscoplastique	

*Remarque* : la notation  $(X)^d$  signifie « partie déviatorique de X »

Prise en compte d'une restauration visqueuse de l'écrouissage :

Sous l'effet de la température, l'annihilation des dislocations, la relaxation des contraintes internes et la recristallisation peuvent induire une évanescence partielle ou totale de l'écrouissage. Cette évanescence de l'écrouissage est fonction essentiellement de la température atteinte et du temps de

maintient à cette température. Cet effet, appelé restauration visqueuse de l'érouissage, peut concerner aussi bien l'érouissage isotrope que cinématique :

Restauration visqueuse de l'érouissage isotrope additif :	Restauration visqueuse de l'érouissage cinématique :
$\begin{cases} R = R_0 \cdot p \\ \dot{r} = \dot{p} - (Cr)^m \end{cases} \quad (1.65)$	$\begin{cases} \chi_{ij} = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \alpha_{ij} \\ \dot{\alpha}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^{vp} - (H\alpha^{VM})^l \frac{\alpha_{ij}}{\alpha^{VM}} \end{cases} \quad (1.66)$

Tableau 1.4 : Prise en compte de la restauration visqueuse

#### IV.3.5.3 EXEMPLES DE MODÈLES VISCOPLASTIQUES UTILISÉS EN VUE DE LA MODÉLISATION DU SOUDAGE

Nous présentons ci-dessous brièvement quelques modèles utilisés en vue de la simulation des opérations de type soudage et traitements thermiques. Notons que la plupart de ces modèles permettent de prendre en compte des transformations de phases métallurgiques à l'état solide, mais cet aspect ne sera pas présenté car nous considérons le cas particulier de l'acier 316L. Notons enfin que tous les modèles présentés considèrent le critère de Von Mises (equ. (1.50)).

##### Modèle de Zhugang Wang, Inoue ([WAN.85])

Ce modèle, qui considère un érouissage combiné isotrope et cinématique, peut être dégénéré à basse température en modèle purement élastoplastique, et à haute température en modèle de type fluide visqueux newtonien :

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{\langle (\sigma - \chi)^{VM} - R(r, T) \rangle}{\eta} \right) \frac{(\sigma - \chi)_{ij}^d}{(\sigma - \chi)^{VM}} \quad (1.67)$$

##### Modèle de Videau, Cailletaud, Pineau ([VID.94])

Ce modèle considère un érouissage isotrope non linéaire et cinématique non linéaire, avec une fonction de viscosité puissance de type Norton :

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{\langle (\sigma - \chi)^{VM} - R \rangle}{\eta} \right)^n \frac{(\sigma - \chi)_{ij}^d}{(\sigma - \chi)^{VM}} \quad (1.68)$$

$$\text{avec } \begin{cases} R = R_0 \cdot p \\ \dot{r} = \dot{p}(1 - bR) \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} \chi_{ij} = H \cdot \alpha_{ij} \\ \dot{\alpha}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^{vp} - d\chi_{ij} \cdot \dot{p} \end{cases} \quad (1.69a, 1.69b)$$

##### Modèle implanté dans Sysweld ([LEB.89])

i) Cas d'un érouissage cinématique : 
$$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{(\sigma - \chi)^{VM}}{\eta} \right)^n \frac{(\sigma - \chi)_{ij}^d}{(\sigma - \chi)^{VM}} \quad (1.70)$$

$$\text{avec pour l'évolution des variables internes : } \begin{cases} \chi_{ij} = H \cdot \alpha_{ij} \\ \dot{\alpha}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} - \frac{C}{H} (\chi^{VM})^{m-1} \cdot \chi_{ij} \end{cases} \quad (1.71)$$

$$\text{ii) Cas d'un écrouissage isotrope : } \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{\langle \sigma^{VM} - R \rangle}{\eta} \right)^n \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad (1.72)$$

$$\text{avec pour l'évolution des variables internes : } \dot{R} = \frac{3}{2} \cdot H \cdot \dot{p} - C \cdot R^m \quad (1.73)$$

Les paramètres  $\eta$ ,  $n$ ,  $H$ ,  $C$ ,  $m$  sont dépendants de la température. Ces paramètres sont identiques dans le cas isotrope ou cinématique.

Ce modèle ne considère un écoulement viscoplastique que dans le cas des contraintes faibles (cas ou  $\sigma^{VM} < \sigma_y$ ). Dans le cas où les contraintes sont élevées ( $\sigma^{VM} = \sigma_y$ ), l'écoulement est de type plastique classique, indépendant du temps.

Modèle implanté dans le code Aster ([RAZ.97], [WAE.98.a])

Le modèle implanté dans le code\_Aster est proche du modèle Sysweld avec écrouissage isotrope, mais il considère un domaine élastique. Ainsi, l'écoulement viscoplastique n'a lieu qu'à partir d'un seuil  $\sigma_s$ . Ce modèle considère un écrouissage isotrope additif.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \dot{p} \cdot \frac{S_{ij}}{\sigma^{VM}} \quad \text{et} \quad \dot{p} = \left( \frac{\langle \sigma^{VM} - R(r) - \sigma_s \rangle}{\eta} \right)^n \quad (1.74a, 1.74.b)$$

Avec, pour la prise en compte de la restauration visqueuse de l'écrouissage isotrope :

$$\begin{cases} R = R_0 \cdot p \\ \dot{r} = \dot{p} - (Cr)^m \end{cases} \quad (1.75)$$

Les paramètres  $\sigma_s$ ,  $\eta$ ,  $n$ ,  $C$ ,  $m$ , et  $R_0$  sont fonctions de la température. Ce modèle permet donc de traiter avec un même formalisme plasticité et viscoplasticité. En effet, en écrivant l'équation (1.50) sous la forme :

$$f - \eta \cdot \dot{p}^{1/n} \leq 0 \quad (1.76)$$

avec  $f(\sigma, r, T) = \sigma^{VM} - R(r, T) - \sigma_s$  le critère,

on obtient l'inégalité  $f \leq 0$  en faisant tendre  $\eta$  vers 0 (viscosité négligée) pour les faibles températures. Dans ces conditions,  $\dot{p}$  ne peut plus être déterminée que par l'équation de consistance

$\dot{f} = 0$ , ce qui correspond au cas de la plasticité indépendante du temps. Pour les très hautes températures,  $\sigma_s$  et  $R_0$  sont considérés comme nul, et en prenant  $n \rightarrow 1$ , le modèle de comportement dégénère alors en modèle type fluide visqueux newtonien  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \frac{S_{ij}}{\eta}$  de viscosité  $\eta$ .

Ce modèle permet de décrire à la fois des essais de traction – écrouissage, des essais de relaxation, et des essais de fluage avec fluage primaire et secondaire. De plus il permet de retomber, pour les faibles températures sur un modèle purement élasto-plastique (viscosité négligée) et pour les hautes températures sur un modèle de type fluide. Néanmoins ce modèle n'est valable que dans une gamme

de vitesse de l'ordre de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  à  $10^{-8} \text{ s}^{-1}$  (saturation des effets visqueux pour des vitesses très élevées ou très faibles ([RAZ.97])).

#### Autres modèles viscoplastiques prenant en compte les transformations de phases

Etant donné que nous ne considérerons par la suite que des essais sur acier 316L, nous n'avons pas abordé la prise en compte des conséquences mécaniques des transformations de phases à l'état solide qui interviennent dans le cas des aciers faiblement alliés, et qui sont au nombre de quatre : déformation thermométallurgique, comportement multiphasé, plasticité de transformation, et restauration d'écroutissage lié à la transformation ([LEB.86], [DEN.97], [CAV.98], [TAL.99], [GRO.00], [COR.01], [VIN.02], ...).

En général, l'introduction de la viscosité se fait dans la loi de comportement homogénéisée lors de la prise en compte du comportement mécanique multiphasé, le terme de plasticité de transformation étant traité de façon séparée (voir par exemple le modèle de Leblond [LEB.89a et b], ou de Taleb-Sidoroff [TAL.00] pour la modélisation de la plasticité de transformation, ainsi que les travaux de Coret & al. ([COR.01], [COR.02a et b], et ceux réalisés à l'INSA [GRO.00] pour l'étude expérimentale de la plasticité de transformation et du comportement multiphasé).

Citons tout particulièrement, pour l'étude du comportement en cours de transformations structurales, les travaux de Leblond & al. ([LEB.86], [LEB.89a et b]), ainsi que ceux de Vincent & al. pour la généralisation du modèle de Leblond à la viscoplasticité ([VIN.03]). Citons également, en ce qui concerne la prise en compte de la viscosité dans le comportement mécanique en cours de transformation structurale, les travaux de l'INPL ([LIE.88], [COL.92], [ALI.98], [ALI.99]), qui considèrent pour le comportement multiphasé des lois de mélange linéaires pondérées par les fractions volumiques des différentes phases.

### **IV.3.6 Résolution du problème mécanique par la MEF**

La résolution du problème mécanique est beaucoup plus lourde que la résolution du problème thermique dans la mesure où le nombre d'inconnues par nœud est plus important, et où le problème est plus fortement non-linéaire. En outre les propriétés mécaniques, (par ailleurs parfois difficiles à obtenir), peuvent poser des problèmes numériques à haute température : en effet, les propriétés mécaniques tendent vers des valeurs très faibles en des points extrêmement localisés.

Bien que ce ne soit pas obligatoire, l'analyse mécanique est souvent menée sur le même maillage que l'analyse thermique. Toutefois, si des éléments linéaires sont suffisants pour l'analyse thermique, il est préférable d'utiliser pour l'analyse mécanique des éléments quadratiques ([LIN.01.a]).

#### **IV.3.6.1 RÉOLUTION DU PROBLÈME TRIDIMENSIONNEL COMPLET (TRANSITOIRE)**

Les simulations entièrement tri-dimensionnelles, en utilisant des éléments volumiques ([TSIR.03], [CAR.01]) demeurent, à notre connaissance, relativement rares. Parfois, les auteurs ont recours aux éléments de coques (voir par exemple [TSO.98], [PRE.03]), ou effectuent un couplage 2D-3D ([MIC.97]). La simulation volumique 3D étant particulièrement coûteuse en mémoire et temps de calcul, des fonctionnalités particulières ont été développées.

##### *IV.3.6.1.1 Remaillage automatique*

Ce point a déjà été discuté en IV.2.2.2.1 en ce qui concerne l'analyse thermique. La simulation 3D thermique, puis mécanique complète étant extrêmement coûteuse en temps de calcul, la méthode de découpage automatique du maillage autour de la source en suivant son avancée est une voie très intéressante. En particulier, dans le cas du soudage de structure mince, il est possible de ne mailler à

l'aide d'éléments solides que la zone raffinée, et de mailler le reste de la structure à l'aide d'éléments coques ([BER.03], [FAU.03]). Cela représente donc une alternative aux simulations du soudage d'éléments minces qui ne considèrent que des éléments de plaques<sup>1</sup>.

Cependant, si la technique du maillage adaptatif ne pose pas trop de problème au niveau thermique, l'inconvénient du point de vue mécanique est que lorsque le maillage est déplacé, l'état de contrainte est réduit sur l'échelle grossière. Certaines informations détaillées sur le matériau sont donc perdues à cette étape.

#### *IV.3.6.1.2 Approche locale-globale*

Une autre façon de contourner le problème des trop grands temps de calculs et capacités mémoires requis pour la simulation 3D transitoire mécanique, est de traiter le problème à deux échelles, en tenant compte des dimensions respectives de la ZAT et de celle de la structure soudée dans son ensemble : c'est le principe des méthodes locales-globales ([MIC.97], [SOU.02], [TSI.02]).

Dans ce type de méthode on suppose que les déformations plastiques (et éventuellement la microstructure métallurgique) localement induites par une opération de soudage ne dépendent que des conditions thermiques et mécaniques locales. Il est alors possible de les évaluer en utilisant un modèle 3D (ou 2D) local. Les déformations plastiques calculées sont alors injectées, comme des déformations initiales, dans un modèle global de la structure, beaucoup moins fin dans la zone soudée que le modèle local, afin de déterminer les distorsions résiduelles par une simple analyse élastique.

Cette approche locale-globale peut être utilisée pour étudier les conditions de stabilité de l'assemblage réalisé. En outre, dans une optique de conception, cette approche peut être utilisée pour déterminer des séquences de soudage et des conditions de bridage optimales. Cependant, cette méthode pose des difficultés pour la définition des conditions aux limites du modèle local. Notons que cette approche peut-être couplée à une résolution en quasi-stationnaire [SHA.02], afin d'obtenir rapidement les champs locaux de déformation plastiques en cours de soudage.

#### IV.3.6.2 SIMULATIONS BIDIMENSIONNELLES

Comme nous l'avons dit en IV.2.2.2.3, le recours à des simulations bidimensionnelles demeure fréquent, et reste quasiment obligatoire dans le cas du soudage multipasse, d'autant plus lorsque l'acier présente des transformations de phases métallurgiques ([GRI.01]). D'un point de vue mécanique, les simulations qui considèrent une section transversale à la direction de soudure (fig. 1.9.a) adoptent l'hypothèse de déformations planes, voire de déformations planes généralisées ([AND.78], [MCD.93], [ROE.95]). Dans le cas de soudage de conduites cylindriques (fig. 1.9.b), la modélisation est, comme en thermique, bidimensionnelle axisymétrique [BRI.98].

Ces simulations bidimensionnelles permettent parfois de bien retrouver les contraintes transverses dans le plan modélisé, mais surestiment en général la contrainte dans le sens de soudage (surtout dans le cas de soudures longitudinales). En outre, comme nous l'avons dit précédemment, les simulations 2D ne permettent pas de représenter correctement les déformations du joint soudé.

#### **IV.3.7 Remarque sur l'influence des propriétés mécaniques**

La définition des propriétés mécaniques en fonction de la température constitue, avec la définition de l'apport de chaleur, l'un des points clé de la simulation du soudage ([LIN.01.a]). Ces propriétés étant parfois difficiles à obtenir (notamment pour les hautes températures), certains auteurs ont étudiés

---

<sup>1</sup> Le principal inconvénient du recourt à des éléments coques pour la simulation du soudage de plaques minces est la difficulté de reproduire des gradients thermiques suffisamment significatifs dans l'épaisseur, car ceux-ci conditionnent de façon forte les distorsions en cours de soudage ([FAU.03]).

l'influence des paramètres matériaux (essentiellement les paramètres mécaniques) et de leur dépendance vis à vis de la température sur les résultats numériques, en particulier en ce qui concerne les contraintes résiduelles, et les distorsions transitoires et résiduelles.

D'une manière générale, les résultats en contraintes résiduelles dépendent essentiellement des propriétés mécaniques à basse température. Les propriétés mécaniques à chaud ont peu d'effets sur les contraintes résiduelles, mais ont plus d'effets sur les distorsions ([BRU.97]).

Par conséquent, étant donné que les propriétés à chaud sont difficiles à obtenir et semblent avoir une faible influence sur les contraintes résiduelles, de nombreuses simulations utilisent des températures de « coupure » (cutt-off). Ainsi, les propriétés mécaniques (limite élastique, module d'Young, pente d'écroutissage) sont dépendantes de la température jusqu'à une température limite  $T_c$ . Au-delà de cette température les propriétés sont constantes, ce qui permet en outre d'éviter les problèmes numériques qui surviennent si les propriétés ont des valeurs trop basses. (à titre d'exemple, Lindgren & al. utilisent 1 Gpa pour le module d'Young [LIN.01b]) Le choix de cette température  $T_c$  de coupure peut s'appliquer à toutes les propriétés, ou bien à certaines seulement. De nombreuses simulations adoptent un rapport  $T_c/T_f$  (en Kelvin) de 0,5 (cf. [LIN.02a]) Lorsqu'un rapport  $T_c/T_f = 1$  est choisi, les effets visqueux ne peuvent être ignorés, et il peut être nécessaire de prendre en compte dans la simulation les mouvements fluides dans la zone fondue.

Lorsque la simulation du soudage est menée dans un contexte d'ingénierie, les simplifications vont parfois plus loin, et les paramètres thermiques ou mécaniques sont considérés comme constants (non dépendant de la température), excepté la limite élastique, dont la chute avec la température ne peut bien sûr être ignorée (même modélisée grossièrement) pour une simulation un tant soit peu réaliste. Le problème se pose alors du choix de la « meilleure » valeur constante qu'il faut attribuer au paramètre : sa valeur à température ambiante, ou bien sa valeur à température « moyenne » (à  $T_f/2$ , par exemple).

Certains auteurs (voir par exemple [ZHU.02]) ont mené des simulations en considérant des propriétés constantes ou non avec la température, en étudiant l'impact sur les résultats de simulation. D'après ([ZHU.02]) le module d'Young est un paramètre important, qui peut cependant être pris constant ; il est préférable d'utiliser sa valeur à température ambiante plutôt qu'à une température moyenne. Le coefficient de dilatation est également un paramètre important car il conditionne les mouvements de flexion des éléments mince ([LIN.01b]). Le coefficient de poisson peut également être pris constant, et a, lui, peu d'influence sur les résultats numériques ([TEK.91]). Enfin, comme spécifié plus haut, la limite élastique est le paramètre le plus important, et sa variation avec la température ne saurait bien sûr être négligée. Cependant, l'influence de la limite élastique à haute température sur les contraintes résiduelles n'est pas déterminante ([BRU.97], [LIN.01b])

Enfin, il semble que l'opinion des auteurs ne soit pas clairement tranchée en ce qui concerne le choix de la nature de l'écroutissage (isotrope, cinématique, ou les deux) (cf. [LIN.01b]). Il est généralement admis que l'hypothèse d'un écroutissage cinématique est préférable à celle d'un écroutissage isotrope lorsqu'on simule le soudage multipasse ([BRU.97]). Cependant il semblerait que peu d'études systématiques ont été réalisées, afin de mettre en évidence spécifiquement l'effet sur les résultats de l'influence de la nature de l'écroutissage. Il faut toutefois noter que l'effet de la nature de l'écroutissage sur le calcul peut être masqué par l'influence, bien plus importante, d'autres paramètres, comme la définition des propriétés matériau avec la température, le type de modélisation (2D ou 3D), ou encore l'influence de l'apport de chaleur.

Pour conclure sur cet aspect, il semblerait que le niveau de détail (du point de vue « données matériau ») nécessaire pour prédire correctement contraintes et distorsions résiduelles n'est pas encore très clair, bien que tous les auteurs s'accordent sur le fait que les données matériau ont une importance capitale sur la simulation.

## V. CONCLUSION : DÉFINITION D'UN PROGRAMME D'ESSAIS ET DE SIMULATION EN VUE DE LA VALIDATION DE LA SNS

La prédiction fine des contraintes et distorsions résiduelles de soudage nécessite une simulation satisfaisante de l'ensemble du procédé. Les principales difficultés sont liées :

### *i) A la géométrie du problème*

La géométrie de la pièce à souder est parfois complexe et nécessite des outils de maillage adaptés. Mais surtout, la source de chaleur est mobile, avec un trajet parfois complexe. Pour cette raison, les temps de calculs peuvent devenir particulièrement prohibitifs. En outre, le caractère multipasse de certaines soudures peut rendre irréalisable une analyse transitoire thermomécanique tridimensionnelle.

### *ii) A l'apport de chaleur*

L'apport de chaleur lors du soudage résulte de l'interaction de phénomènes thermophysiques très complexes. De plus, la zone fondue est le siège de mouvements convectifs qui influencent les transferts de chaleur. La façon de représenter et de caler l'apport de chaleur constitue une difficulté majeure, et est une source importante d'incertitude sur les résultats

### *iii) A l'évolution des propriétés thermo-mécaniques avec la température*

Les caractéristiques thermiques et mécaniques du matériau dépendent de la température. De plus, pour les hautes températures, le comportement mécanique devient dépendant de la vitesse de sollicitation (effets visqueux). Enfin, après fusion, le comportement mécanique est de type fluide (sur une zone très localisée).

Un frein à une validation pleine et entière de la simulation numérique du soudage est la présence simultanée de toutes ces difficultés, qui sont chacune une source d'erreur.

A l'issue de la bibliographie présentée ci-dessus, et des principales conclusions sur les difficultés de modélisation de l'opération de soudage avec des codes de calcul industriels, nous présentons ci-dessous la démarche de recherche qui sera exposée dans la suite de ce document.

Afin de juger de l'aptitude des codes à prévoir contraintes et distorsions générées par le soudage, et de juger de la robustesse des résultats, nous décidons de nous appuyer sur des comparaisons calculs-expériences, sur la base d'essais caractéristiques. Mais compte tenu des remarques précédentes, nous considérons différents types d'essais qui tentent d'intégrer de façon progressive l'ensemble des phénomènes et des difficultés qui interviennent lors du soudage. Cette procédure permet d'une part de qualifier chaque étape, partant d'une configuration la plus simple possible, jusqu'à un cas réel de soudage. D'autre part, par des analyses paramétriques menées sur chaque type de test, il est possible de peser l'importance des différents paramètres et phénomènes à prendre en compte.

### ➤ Caractérisation du matériau et essais unidimensionnels

Tout d'abord, la simulation numérique du soudage nécessite une connaissance fine des paramètres matériau (dépendant de la température) qui interviennent dans les modèles numériques. Ainsi, en première étape, un programme de caractérisation thermomécanique de l'acier considéré est mis en place, afin d'identifier les caractéristiques élasto-plastiques et viscoplastiques indispensables à la simulation. Ces paramètres sont ensuite utilisés pour simuler un essai unidimensionnel de type « Satoh » qui fait intervenir des champs homogènes de températures et de contraintes, mesurés en continu. Pour cet essai, qui consiste à appliquer des cycles thermiques à une éprouvette dont on bloque les déplacements longitudinaux de la zone utile, l'apport de chaleur imposé est entièrement maîtrisé ; de plus la température maximale atteinte n'excède pas 1100°C, évitant ainsi les problèmes liés à la fusion du matériau.

La simulation numérique de ce type d'essai permet de valider les paramètres identifiés lors de la caractérisation du matériau, et permet également d'étudier l'influence du type de loi de comportement

choisie pour simuler le soudage. En particulier, l'importance des phénomènes visqueux, ainsi que l'influence de l'écrouissage (isotrope ou cinématique) peut être étudiée finement.

La caractérisation du matériau ainsi que les analyses comparatives calcul-expérience sur les essais de type Satoh sont décrites dans le second chapitre.

➤ Essais sur structures bidimensionnelles axisymétriques

En seconde étape, afin d'étudier la capacité des modèles numériques à reproduire le comportement thermo-mécanique du composant en cours de soudage, nous considérons le cas de structures qui, contrairement aux essais précédents, présentent des gradients de températures et de contraintes. Des simulations numériques, utilisant les données issues de l'étape précédente, sont confrontés aux résultats expérimentaux obtenus lors de ces tests sur structures. Cependant, afin de faciliter les interprétations et de réduire les temps de calcul, une géométrie très simple et des dimensions réduites sont considérées. Les spécimens sont des disques en acier 316L, chauffés dans la zone centrale, sans bridage mécanique extérieur. Différents types de sollicitations thermiques sont considérés, qui conduisent ou non à la création d'un bain de fusion et des difficultés de modélisation qui y sont rattachées. Dans tous les cas, les difficultés liées au mouvement de la source de chaleur et à l'apport de métal sont évacuées.

La description de ces essais et de leur instrumentation, ainsi que les résultats expérimentaux et les résultats de simulation numérique font l'objet du troisième chapitre. Ces essais axisymétriques présentent l'avantage majeur de temps de calculs relativement courts, ce qui autorise la réalisation d'analyses paramétriques, qui sont présentées à la fin du troisième chapitre.

➤ Essais de soudage en repère mobile

Le dernier type d'essai, enfin, concerne la création d'une ligne de fusion non traversante, sans métal d'apport, le long du grand axe médian d'une plaque en 316L de 10mm d'épaisseur. Le procédé TIG, sans métal d'apport, est utilisé. Bien qu'une seule pièce d'acier (et non deux) soit considérée, avec une géométrie relativement simple, et que les difficultés liées à l'apport de métal soient évacuées, cet essai est très proche d'une opération de soudage réelle. Ainsi le « savoir faire » de modélisation, capitalisé lors de l'étape précédente sur des cas-tests plus simples, pourra être réutilisé lors de cette dernière étape afin de simuler au mieux ce test impliquant une source de chaleur mobile.

Ce dernier type d'essai permettra également de comparer différents types de modélisation (tridimensionnelles ou bidimensionnelles), afin de juger pour chacune temps de calcul, facilité de modélisation et pertinence des résultats.

Ces essais avec une source de chaleur mobile, et leur simulation, font l'objet du quatrième et dernier chapitre de ce document.

# **CHAPITRE 2**

## **IDENTIFICATION DES PARAMETRES THERMOMECHANIQUES ET VALIDATIONS SUR ESSAIS UNIDIMENSIONNELS.**

I INTRODUCTION .....	49
II. MATERIAU ET EPROUVETTES .....	49
II.1 Composition du matériau, provenance, caractéristiques .....	49
II.2 Géométrie et dimensionS des éprouvettes .....	50
III DISPOSITIF EXPERIMENTAL UTILISÉ : CARACTÉRISTIQUES ET POSSIBILITÉS.....	50
III.1 Dispositif de chargement .....	51
III.1.1 Chargement thermique, régulation, mesure .....	51
III.1.2 Chargement mécanique, régulation, mesure .....	51
III.2 Dispositif d'acquisition .....	51
IV IDENTIFICATION DES PARAMETRES THERMOMECHANIQUES : PROGRAMME D'ESSAI	
.....	51
IV.1 Pourquoi faire une caractérisation ? .....	51
IV.2 Types d'essais réalisés et procédures d'essais.....	52
IV.2.1 Dilatométrie libre .....	52
IV.2.2 Traction à deux vitesses pour différentes températures .....	53
IV.2.3 Ecrouissage-Relaxation.....	55
IV.2.4 Fluage.....	56
V RÉSULTATS D'ESSAIS .....	58
V.1 Identification des caractéristiques élasto-plastiques .....	58
V.1.1 Résultats tirés d'essais de dilatométrie.....	58
V.1.2 Résultats tirés d'essais de traction.....	58
V.1.3 Effets de la dilatométrie libre sur le comportement en traction .....	61
V.1.4 Comparaison avec les données élastoplastiques de la littérature sur le 316L .....	62
V.2 Identification des caractéristiques viscoplastiques .....	63
V.3 Restitution numérique d'essais avec le code_Aster.....	68
VI VALIDATION DES PARAMETRES : SIMULATION D'ESSAIS DE TYPE SATOH .....	69
VI.1 Rappels sur l'essai satoh.....	70
VI.1.1 Descriptif de l'essai.....	70
VI.1.2 Résultats issus de la littérature pour les Satohs 316L .....	71
VI.2 Types d'essais satoh réalisés et procedure d'essai .....	71
VI.2.1 Traitement thermique préalable des éprouvettes .....	71
VI.2.2 Procédure d'essai .....	71
VI.2.3 Essais réalisés.....	72
VI.2.4 Commentaires sur l'évolution de la contrainte au cours des cycles.....	73
VI.3 SIMULATION NUMERIQUE D'ESSAIS SATOH ET ANALYSE COMPARATIVE	
CALCUL-EXPERIENCE.....	76
VI.3.1 Mise en donnée numérique thermo-mécanique et types de calculs réalisés .....	76
VI.3.2 Analyses comparatives calcul-expérience .....	78
VII RESUME ET CONCLUSION.....	82

## I INTRODUCTION

Le but des essais et simulations présentés dans ce chapitre est de déterminer et de valider les paramètres thermo-mécaniques de l'acier 316L (dépendant de la température) qui interviennent dans les modèles implantés dans les codes de calcul utilisés pour simuler le soudage (en particulier le *Code\_Aster*).

Le 316L présente un caractère visqueux pour les hautes températures (cf. chapitre 1, III.2.2). Une caractérisation élasto-viscoplastique est donc effectuée, sur la base d'essais de dilatométrie libre, de traction à différentes températures et différentes vitesses, de fluage sous différents niveaux de contraintes à différentes températures et d'écrouissage-relaxation à différentes températures. Ces essais sont effectués au moyen d'un dilatomètre sous contrainte, mis au point lors d'études antérieures à la présente thèse. La réalisation de ces différents types de tests mécaniques à différentes températures, permet d'une part l'identification des paramètres élasto-plastiques classiques, et d'autre part l'identification des paramètres viscoplastiques, après avoir choisit un type de loi de comportement permettant de prendre en compte la viscosité.

Afin de valider les paramètres élastoplastiques et surtout viscoplastiques identifiés, une simulation numérique d'essais unidimensionnels de type « Satoh » est effectuée. Les essais de type « Satoh » consistent à chauffer et à refroidir de manière homogène une éprouvette cylindrique dont on bloque les déplacements longitudinaux de la zone utile. Ce type d'essai est simple du fait de son caractère uniaxial, mais il fait intervenir de nombreux phénomènes thermo-mécaniques présents lors du soudage, notamment les phénomènes de relaxation à haute température, et de restauration visqueuse de l'écrouissage. C'est pourquoi cet essai est très utile pour la compréhension du mécanisme de formation des contraintes résiduelles, ainsi qu'en vue de la validation de modèles de comportement thermomécaniques. Les paramètres matériau, identifiés d'après des essais isothermes, peuvent ainsi être validés sur des tests anisothermes mettant en jeu des évolutions de températures.

Au début de ce chapitre, nous rappelons les caractéristiques du dispositif expérimental mis à notre disposition, puis les différents tests de caractérisation effectués sont décrits en détail ainsi que la procédure d'identification des paramètres élasto-visco-plastiques intervenant dans les lois de comportements retenues pour la simulation. Les résultats d'essais unidimensionnels de type Satoh sont ensuite présentés et commentés. Enfin, la dernière partie de ce chapitre traite de la simulation numérique des essais Satoh, destinée à valider les paramètres identifiés.

## II. MATERIAU ET EPROUVETTES

### II.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 2.1 ci-dessous. Une brève description des caractéristiques chimiques du 316L est donnée dans le chapitre 1, III.1.1.

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 suivit 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 est décrit en annexe II.

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 2.1 Composition chimique du 316L considéré dans cette étude

## II.2 GÉOMÉTRIE ET DIMENSIONS DES ÉPROUVETTES

La géométrie des éprouvettes est spécifiée sur la figure 2.1. Les extrémités de l'éprouvettes 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.

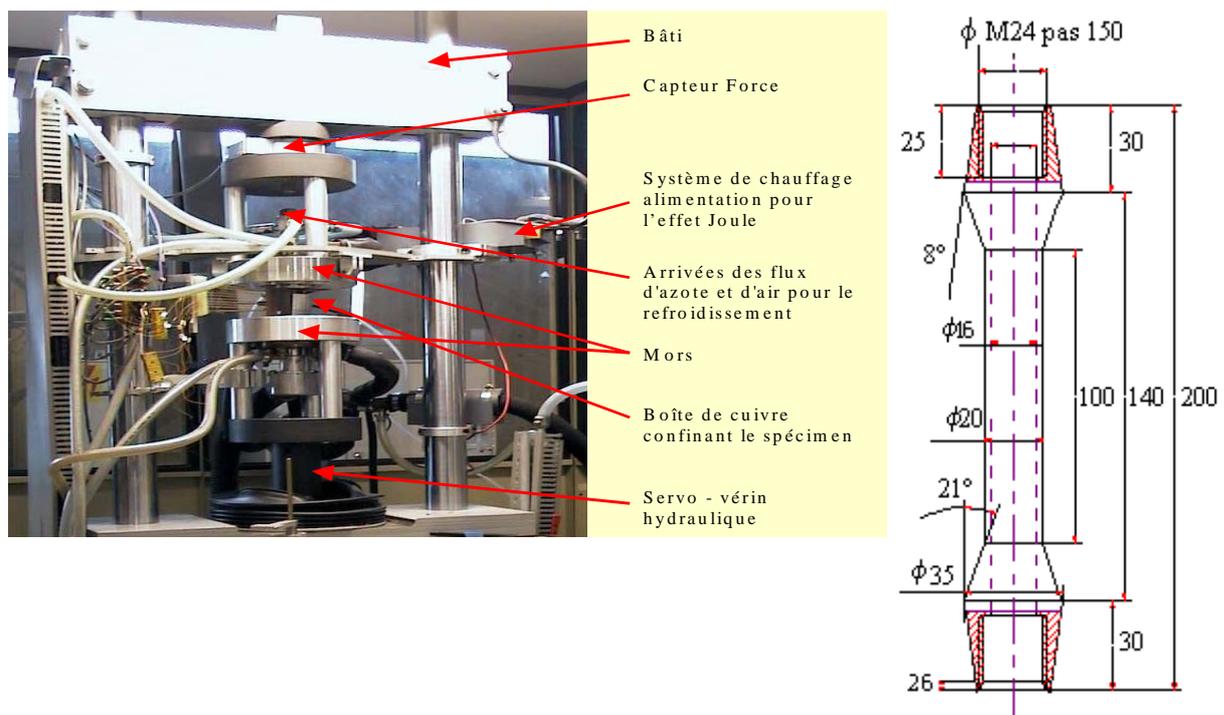


Figure 2.1 : Vue du dispositif et géométrie des éprouvettes

## III DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL UTILISÉ : CARACTÉRISTIQUES ET POSSIBILITÉS

Pour réaliser la caractérisation du 316L, nous réutilisons un dilatomètre conçu et mis au point en 1994 dans notre laboratoire, dans le cadre de la thèse de N. Cavallo ([CAV.98]), et amélioré entre 1998 et 2001 lors des thèses de S. Petit et Y. Vincent ([PET.00], [VIN.02]). Ce dispositif a par le passé permis de faire de nombreuses investigations sur les conséquences mécaniques des transformations structurales à l'état solide sur l'acier de cuve 16MND5 ([CAV.98], [PET.00], [VIN.02], [TAL.99]).

Ce dispositif est largement décrit dans les thèses précédentes, c'est pourquoi nous nous contentons ici de rappeler ses caractéristiques principales. Le lecteur est invité à s'y reporter s'il désire de plus amples informations. Une vue d'ensemble du dispositif est donnée sur la fig. 2.1.

### **III.1 DISPOSITIF DE CHARGEMENT**

#### **III.1.1 Chargement thermique, régulation, mesure**

Le chauffage est effectué par effet joule, grâce à l'alimentation par un courant de 4000A, ce qui autorise une vitesse de montée en température maximale de l'ordre de 100°C/s, jusqu'à une température maximale de 1100°C. Le refroidissement peut être naturel, piloté par effet joule dans le cas d'un refroidissement plus lent, ou bien piloté par la circulation d'un gaz (air ou azote) à l'intérieur de l'éprouvette, dans le cas d'un refroidissement plus rapide. Les vitesses de refroidissement vont de -15 à -0,1°C/s. Les cycles thermiques imposés sont pilotés par un programmeur-régulateur Eurotherm, par l'intermédiaire d'une boucle de régulation formée par un thermocouple pilote, un régulateur et un organe de commande. Les mesures de températures sont effectuées à l'aide de thermocouples type K (Chromel-Alumel), de diamètre 78 microns, microsoudés à la surface de l'éprouvette, en plusieurs points de la zone utile pour vérifier l'homogénéité de la température.

#### **III.1.2 Chargement mécanique, régulation, mesure**

Le chargement mécanique de traction-compression, mono-axial, à force ou à déformation imposée, est appliqué grâce à un servo-vérin hydraulique capable d'imposer une force maximale de 100 KN. Il est équipé d'un capteur de position de type LVDT qui permet de mesurer les déplacements de la tige du vérin. La régulation du servo-vérin est assurée par une armoire de commande qui permet le pilotage en fonction des signaux de l'extensomètre ou du capteur d'efforts. Un capteur de force, placé dans le prolongement de l'éprouvette entre le mors supérieur et la traverse du bâti, permet la mesure des efforts. La mesure de l'allongement de la zone utile se fait à l'aide d'un extensomètre, constitué de deux tiges en alumine (dont les extrémités, de forme adéquate, sont en contact avec les extrémités de la zone utile) d'un système de pivot, et d'un capteur de type LVDT. La variation de longueur de la zone utile provoque le déplacement relatif des deux tiges qui est mesuré par le capteur inductif relié aux autres extrémités des deux tiges.

### **III.2 DISPOSITIF D'ACQUISITION**

Le dispositif d'acquisition permet de suivre en continu l'évolution de la température, de la force, et des déformations mesurées par l'extensomètre. Les signaux délivrés par les thermocouples, capteurs de forces et de déplacements (extensomètre et LVDT vérin) sont conditionnés et amplifiés de telle sorte qu'à la sortie les tensions ne dépassent pas +/-5V, maximum admissible par les modules d'acquisition, pilotés par un logiciel spécifique (NSOFT). La fréquence maximale d'acquisition, supérieure à nos exigences, est de 1,509 KHz pour 16 voies de mesures.

## **IV IDENTIFICATION DES PARAMETRES THERMO-MECANIKES : PROGRAMME D'ESSAI**

### **IV.1 POURQUOI FAIRE UNE CARACTÉRISATION ?**

Les essais de caractérisation ont pour but d'identifier de façon suffisamment précise les caractéristiques thermomécaniques nécessaires à la simulation du soudage. En effet, s'il existe une

base de données relativement conséquente sur les caractéristiques du 316L dans le domaine des basses températures (le RCCMR [AFCEN.93], par exemple, donne des caractéristiques pour des températures inférieures à 700°C), les données à hautes températures sont plus rares et présentent parfois une certaine dispersion. En outre, d'une coulée à l'autre, les différents 316L ont un comportement mécanique qui peut être différent. Enfin, s'il est possible d'obtenir relativement facilement des données élastoplastiques sur ce matériau, les données visqueuses sont plus difficiles à trouver dans la littérature<sup>1</sup>.

Pour toutes ces raisons, nous avons donc décidé de faire notre propre caractérisation du matériau. Néanmoins, les données obtenues seront confrontées aux valeurs issues de la littérature (V. du présent chapitre).

## IV.2 TYPES D'ESSAIS RÉALISÉS ET PROCÉDURES D'ESSAIS

### IV.2.1 Dilatométrie libre

L'essai de dilatométrie libre consiste à appliquer un cycle thermique à la zone utile d'une éprouvette sans aucune force appliquée. La variation de la déformation d'origine thermique est enregistrée en fonction de l'évolution de la température au cours du chauffage et du refroidissement. Il est alors possible de déterminer le coefficient de dilatation en fonction de la température.

En outre, les essais de dilatométrie permettent d'observer si le coefficient de dilatation au chauffage et le coefficient de dilatation au refroidissement sont identiques. D'autre part, on observera s'il subsiste une déformation résiduelle après le cycle de dilatation-rétraction. Nous pourrions donc constater une éventuelle anisotropie du matériau, et l'existence de contraintes internes, qui peuvent être liées soit au laminage de la plaque, soit à l'usinage des éprouvettes.

#### IV.2.1.1 PROCÉDURE

Un cycle thermique est imposé, qui consiste en un chauffage jusqu'à une température maximale de 900°C à 1100°C à la vitesse de 80°C/s, suivi d'un refroidissement à l'air libre. Une contrainte nulle est imposée. (cf. figure II.2). La déformation et la température sont enregistrées en fonction du temps.

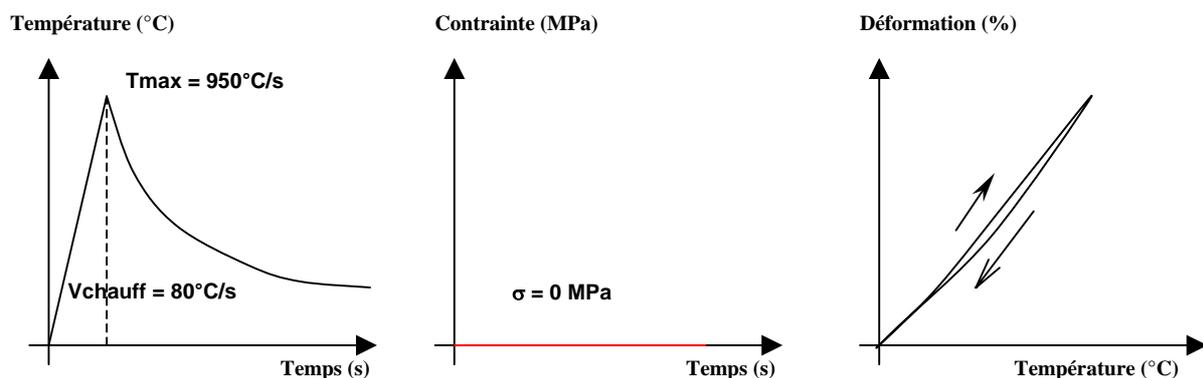


Figure 2.2 : Procédure de réalisation des essais de dilatométrie libre

<sup>1</sup> Dans le RCCMR, par exemple, les effets visqueux en ce qui concerne le 316L sont entièrement négligés en dessous de 500°C. Des courbes de fluage sont données, entre 600°C et 750°C, mais pour des temps « très longs » (plusieurs jours). Dans notre étude, nous nous intéressons au comportement visqueux à court terme, susceptible d'intervenir lors d'une opération de soudage.

#### IV.2.1.2 ESSAIS RÉALISÉS

Plusieurs dilatométries ont été effectuées sur différentes éprouvettes, avec des vitesses de chauffage différentes (20°C ou 80°C/s) et des températures maximales différentes (900 à 1100°C). ceci afin de voir un éventuel effet de la vitesse de chauffage et de la température maximale atteinte sur la taille de grain austénitique.

### IV.2.2 Traction avec différentes vitesses de chargement pour différentes températures

#### IV.2.2.1 PARAMÈTRES À IDENTIFIER

Les paramètres à identifier sont les paramètres élasto-plastiques classiques. Il s'agit du module d'Young, et des caractéristiques « plastiques » :

- Limite de non linéarité
- Limite d'élasticité à 0,1%
- Limite d'élasticité à 0,2%
- Incrément de contrainte en fonction de l'incrément de déformation plastique
- Module d'écroutissage (ou loi de consolidation)

Les caractéristiques  $R_m$  et allongement à rupture ne pourront pas être obtenus, car avec notre dispositif, nous ne pouvons faire des tests de traction que pour des valeurs de déformations totales limitées. Ainsi les tests effectués s'arrêtent à des valeurs de déformations totales de l'ordre de 1,5 à 3%, c'est à dire à des valeurs largement inférieures à la déformation à rupture.

#### IV.2.2.2 CHOIX DES TEMPÉRATURES

L'équipement à notre disposition (dilatomètre et thermocouples) nous permet de caractériser le matériau jusqu'à 1100°C. Le choix des températures de caractérisation s'appuie sur l'évolution de la limite d'élasticité du 316L en fonction de la température, telle qu'elle est donnée dans la littérature: Chute rapide de 20 à 200°C, stabilisation entre 400°C et 800°C, puis nouvelle diminution à partir de 800°C environ ([DUP.94]). Les températures retenues pour la caractérisation sont précisées dans le tableau 2.2.

#### IV.2.2.3 CHOIX DES VITESSES DE SOLLICITATION

Les tests de traction sont effectués à vitesse de déformation imposée. Le choix de la vitesse de sollicitation se fait d'une part en fonction des possibilités de notre dispositif, et d'autre part en fonction de nos objectifs de modélisation dans le cadre des essais INZAT<sup>1</sup>. Les essais sur structures bi-dimensionnelles axisymétriques, présentés dans le chapitre 3, mettent en jeu des vitesses de déformations de l'ordre de 0,02%/s à 0,04%/s dans la zone centrale. Nous choisissons donc les vitesses suivantes :

- $\dot{\epsilon} = 0,00025/s$ , soit 0,025%/s, vitesse « lente »

---

<sup>1</sup> « INZAT » est le nom qui a été plaisamment attribué au programme d'essais sur structures qui sera présenté dans les chapitres 3 et 4 du présent document. L'appellation INZAT désigne également les tests sur structures en 16MND5 réalisés dans le cadre de précédentes thèses ([CAV.98], [PET.00], [VIN.02])

ii)  $\dot{\varepsilon} = 0,025/s$ , soit 0,25%/s, vitesse « rapide », afin de voir l'influence des effets visqueux, qui se traduisent par une dépendance du comportement vis à vis de la vitesse de sollicitation.

Il est clair que cette gamme de vitesse peut paraître insuffisante : d'une part, lors d'une opération réelle de soudage, des vitesses de déformations plus élevées peuvent intervenir, et d'autre part l'écart entre ces deux vitesses est relativement faible. Cependant, pour mettre en évidence de façon précise les effets visqueux, des tests de fluage et de relaxation sont également effectués (cf. IV.2.3, IV.2.4). En outre, nous ne pouvons faire plus rapide avec les moyens dont nous disposons. Enfin, nous avons retenu ces vitesses afin d'être en accord avec les normes concernant les essais de traction.

#### IV.2.2.4 PROCÉDURE

Pour réaliser les essais de traction, un chauffage à 20°C/s est imposé, jusqu'à stabilisation à la température désirée, qui est maintenue constante. Un test de traction est alors effectué à la vitesse de déformation imposée considérée. (cf fig. 2.3).

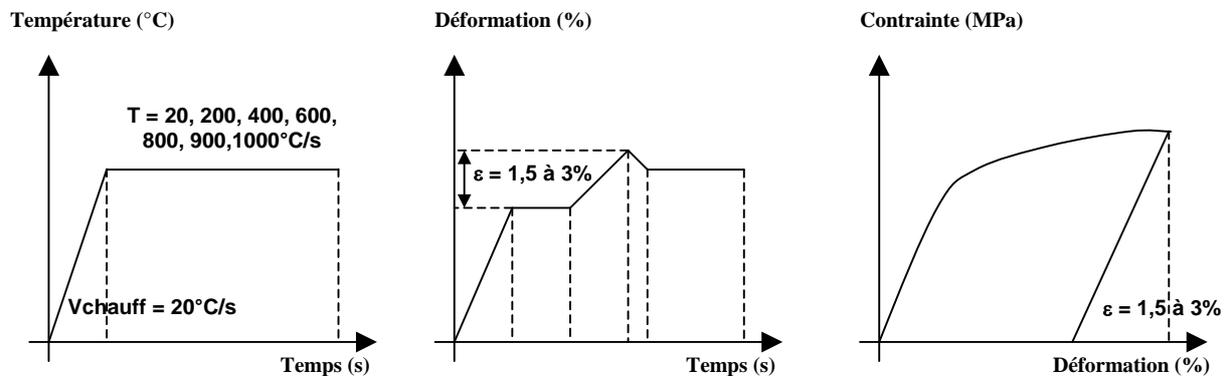


Figure 2.3 : Procédure de réalisation des essais de traction

Il s'agit uniquement d'essai de traction, les essais de compression posant des problèmes de flambage de l'éprouvette entre les mors du dispositif. Toutefois, un seul cycle de traction-compression a pu être effectué à 20°C.

#### IV.2.2.5 ESSAIS RÉALISÉS

L'ensemble des tests de traction réalisés est répertorié dans le tableau 2.2 ci-dessous. Ces tests sont réalisés sans aucun traitement thermique préliminaire.

Température [°C]	$\dot{\varepsilon} = 0,00025 /s$ (vitesse lente)	$\dot{\varepsilon} = 0,0025 /s$ (vitesse rapide)	$\varepsilon$ [%]
20	X	X	3,0
200	X	X	1,5 / 1,0
400	X	X	1,5 / 1,0
600		X	1,0
800	X	X	1,5
900		X	1,0
1000	X	X	1,0

Tableau 2.2 Résumé - essais de traction sans dilatométrie libre préalable

#### IV.2.2.6 ESSAIS DE TRACTION RÉALISÉS APRÈS DILATOMÉTRIE LIBRE

Un certain nombre d'essais de traction ont également été réalisés par Y. Vincent lors de sa thèse. Il s'agit d'essais de traction sur des éprouvettes ayant subies une dilatométrie libre préalable. Ces essais ont été effectués avec une vitesse de déformation « rapide » de  $0,0025\text{s}^{-1}$ , jusqu'à environ 3% de déformation plastique, pour les températures suivantes :  $20^{\circ}\text{C}$ ,  $200^{\circ}\text{C}$ ,  $300^{\circ}\text{C}$ ,  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $600^{\circ}\text{C}$ ,  $800^{\circ}\text{C}$ ,  $900^{\circ}\text{C}$ ,  $1000^{\circ}\text{C}$ ,  $1100^{\circ}\text{C}$ .

#### IV.2.3 Ecrouissage-Relaxation

Conséquemment à certains essais de traction, des tests de relaxation ont été effectués. La relaxation permet de mettre en évidence la diminution de contrainte résultant du maintien d'un élément de volume unidimensionnel à déformation constante, théoriquement jusqu'à un seuil d'écoulement visqueux, pour un temps de maintien suffisamment long<sup>1</sup>. Ces essais caractérisent la viscosité du matériau. Après un tel cycle de relaxation, lors d'une nouvelle mise en charge, les effets de l'écrouissage engendrés par la première mise en charge peuvent partiellement ou complètement disparaître. Ce phénomène est d'autant plus important que la durée de maintien avant la nouvelle mise en charge est importante ([RAZ.97]).

De plus, l'effet de restauration visqueuse d'écrouissage qui se manifeste à haute température implique une évanescence partielle de l'écrouissage : sous l'action de la température, il se produit une restauration lente de la structure cristalline du métal. Ce phénomène peut concerner autant l'écrouissage isotrope que cinématique ([LEB.89], [RAZ.97]).

##### IV.2.3.1 PROCÉDURE

Les essais d'écrouissage-relaxation consistent, après maintien à la température désirée, à effectuer une traction à vitesse de déformation imposée (vitesse rapide  $0,25\%/s$ ) jusqu'à une déformation totale maximale  $\varepsilon$  %. Puis la déformation est maintenue constante tandis que la contrainte diminue au cours du temps. Lorsque la contrainte se stabilise et n'évolue pratiquement plus, une remise en charge est effectuée, toujours à vitesse de déformation imposée, jusqu'à  $2\varepsilon$  %. (cf. fig. 2.4).

##### IV.2.3.2 ESSAIS RÉALISÉS

Les essais d'écrouissage-relaxation sont récapitulés dans le tableau ci-dessous :

Température [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$\varepsilon = 1,5$ %	$\varepsilon = 1,0$ %
200 B		X
600 B	X	
700 B	X	
800 B	X	
900 B	X	
1000 A		X

A : vitesse lente ; B : vitesse rapide  
Tableau 2.3 : essais de relaxation

<sup>1</sup> Un temps « long » dans le cadre de la problématique de la SNS n'est pas forcément « long » dans le cadre d'une problématique de durée de vie. Ainsi, dans la suite de l'étude, nous nous placerons dans une optique « soudage », en considérant la relaxation aussi bien que le fluage pour des temps qui sont relativement courts. Les paramètres identifiés seront donc adaptés uniquement à la simulation du soudage.

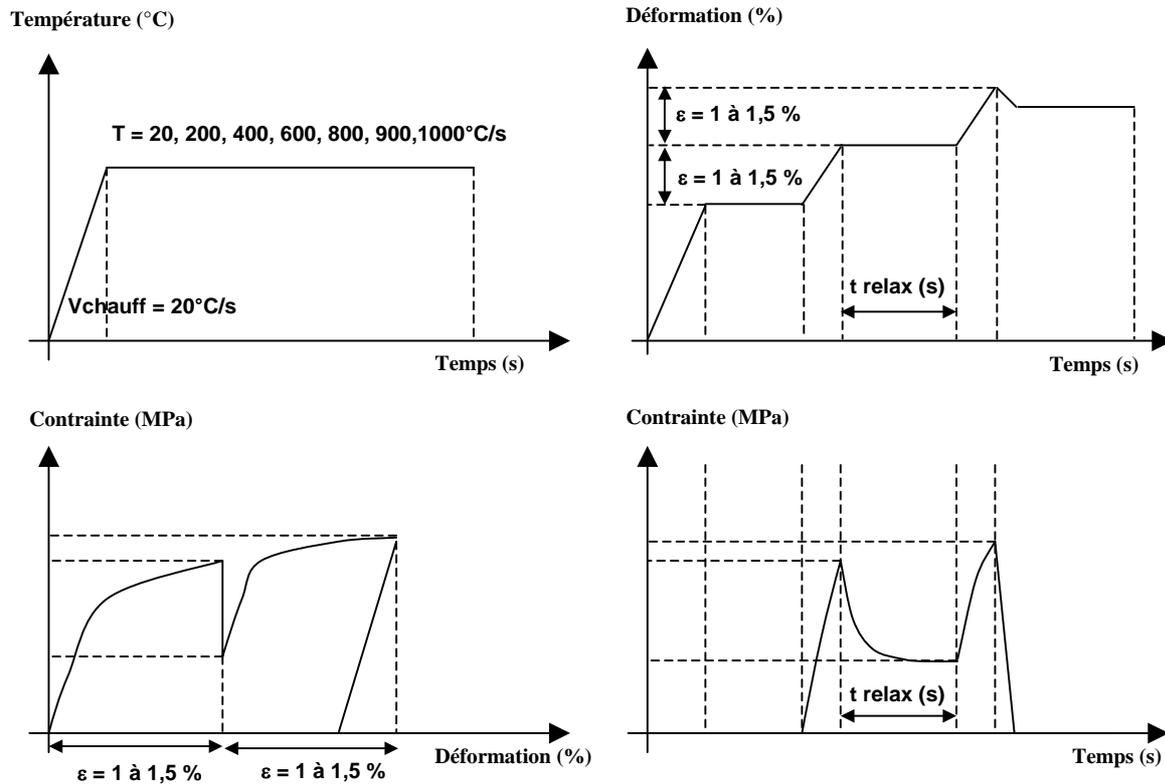


Figure 2.4 : Procédure de réalisation des essais de relaxation-écrouissage

#### IV.2.4 Fluage

Le 316L est sensible au fluage et pour des températures supérieures à 500-600°C, ces effets peuvent devenir importants. Le fluage est la déformation au cours du temps  $\varepsilon(t)$  qui suit la déformation instantanée  $\varepsilon_0$  lorsqu'on maintient la contrainte appliquée  $\sigma$  constante. Il peut comprendre des parties élastiques, visqueuses et plastiques ([LEM.85]).

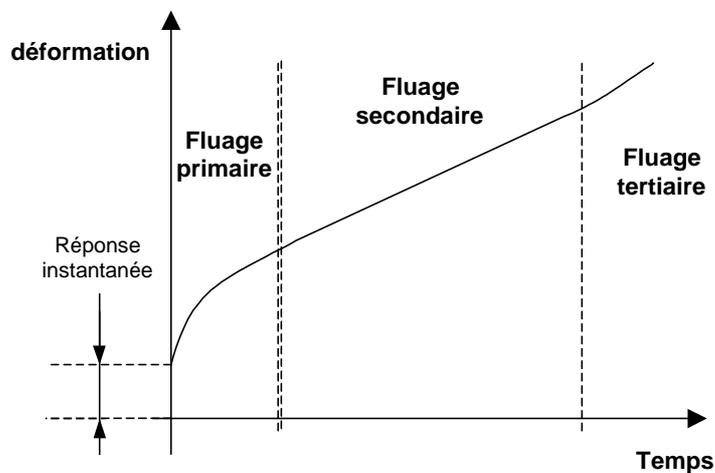


Figure 2.5 : Les différentes étapes du fluage

On rappelle que la courbe déformation-temps présente trois stades ([LEM.85]):

- Le fluage primaire –transitoire ou parabolique, durant lequel l'écroutissage engendre une diminution de la vitesse de déformation initialement très importante. Ce phénomène résulte des modifications de la sous structure de dislocations introduite avec la déformation initiale.
- Le fluage secondaire –quasi-visqueux ou stationnaire, durant lequel la vitesse de fluage est sensiblement constante. Ce phénomène caractérise l'équilibre entre deux processus opposés : le durcissement dû à la déformation, et la restauration favorisée par la contrainte et la température .
- Le fluage tertiaire : l'augmentation régulière de la vitesse jusqu'à la déformation de rupture est due à la striction d'une part et à des phénomènes d'endommagement qui réduisent progressivement la résistance du matériau d'autre part.

Le choix des températures et des contraintes appliquées lors des tests de fluage a été effectué en prenant en considération, d'une part la différence de comportement en traction pour les deux vitesses de déformations imposées considérées, et d'autre part les valeurs de limites d'élasticité à 0,1% et à 0,2% de déformation plastique, et de limites de non-linéarité contrainte-déformation. Enfin, il a également été tenu compte des résultats d'essais d'écroutissage relaxation, en particulier les valeurs de seuil d'écoulement visqueux.

#### IV.2.4.1 PROCÉDURE

Afin de réaliser le test de fluage, la température désirée est maintenue, puis, la contrainte est appliquée (cf. fig. 2.6)

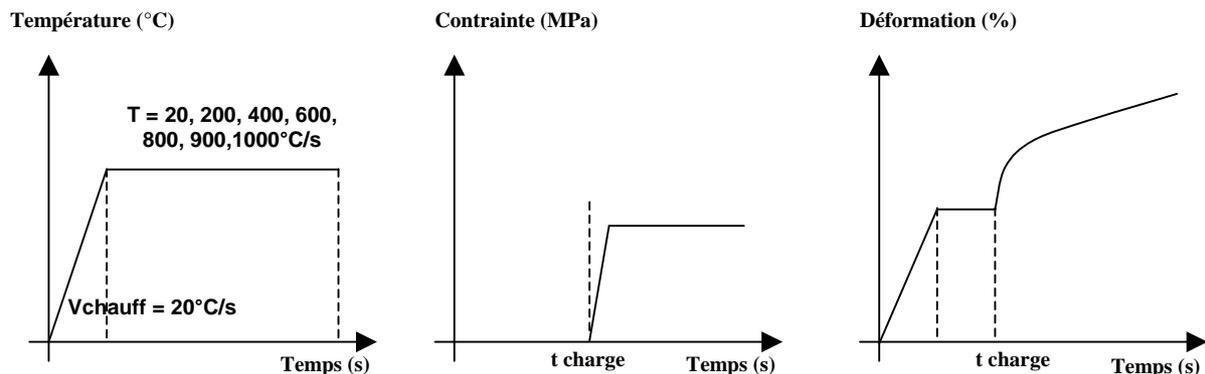


Figure 2.6 : Procédure de réalisation des essais de fluage

#### IV.2.4.2 ESSAIS RÉALISÉS

Les tests de fluages effectués sont récapitulés dans le tableau ci-dessous.

Température [°C]	$\sigma_1$ [MPa]	$\sigma_2$ [MPa]	$\sigma_3$ [MPa]	$\sigma_4$ [MPa]	$\sigma_5$ [MPa]
600	216	246	270		
700	135	182	210		
800	79	111 <sup>2)</sup>	111 <sup>3)</sup>	126	138
900	39	63			

2) fluage sans dilatométrie libre préalable

3) fluage après dilatométrie libre préalable

Tableau 2.4 : essais de fluage

*Remarque* : Etant donné les possibilités de notre dispositif d'essai, et du nombre limité d'éprouvettes, nous n'avons pas envisagé de faire d'autres types d'essais plus complexes mettant en jeu la viscosité (essais cycliques, recouvrance, etc...).

## V RÉSULTATS D'ESSAIS

### V.1 IDENTIFICATION DES CARACTERISTIQUES ÉLASTO-PLASTIQUES

#### V.1.1 Résultats tirés d'essais de dilatométrie

Les essais de dilatométrie libre permettent la détermination du coefficient de dilatation du matériau. L'évolution du coefficient de dilatation en fonction de la température est donné sur la figure 2.8.

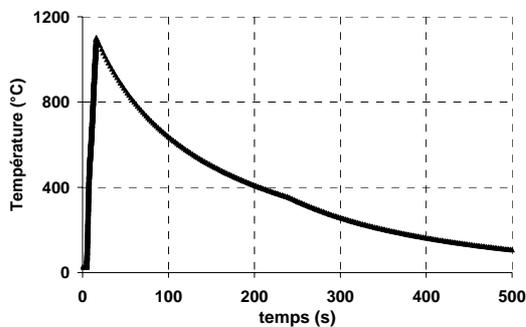


Fig. 2.6 (a)

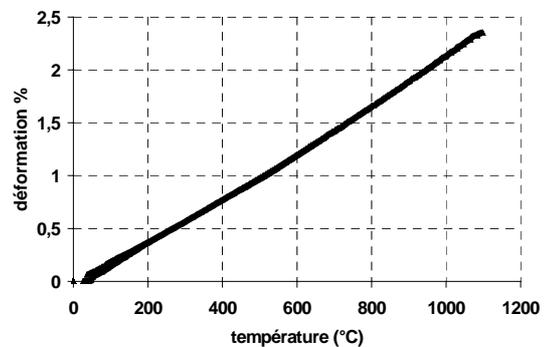


Fig. 2.6 (b)

Figure 2.6 : (a) Cycle thermique imposé lors de la dilatométrie ; (b) Déformation thermique en fonction de la température

En outre les essais de dilatométrie ne mettent en évidence aucune déformation résiduelle après retour à température ambiante, et le coefficient de dilatation au chauffage et au refroidissement est identique.

#### V.1.2 Résultats tirés d'essais de traction

##### V.1.2.1 COURBES DE TRACTIONS

Les figures 2.7 (a) et (b) récapitulent les courbes de traction lissées obtenues pour les deux vitesses de déformation imposées considérées<sup>1</sup>. Les courbes de traction sont effectuées pour deux vitesses de déformation imposée (vitesse lente = 0,00025 /s et vitesse rapide = 0,0025 /s). On constate que jusqu'à 600 °C, les courbes de traction sont les mêmes pour les deux vitesses de sollicitation. Au-dessus de 800 °C, en revanche, la courbe de traction dépend de la vitesse de sollicitation (noter par exemple la différence à 1000 °C, fig. 2.7 (a) et (b)). Ceci met en évidence l'importance des effets

<sup>1</sup> Il s'agit des courbes de traction classiques (non rationnelles). Les courbes de traction rationnelles sont en effet très proches des courbes de tractions obtenues : la déformation maximale totale atteinte étant inférieure à 3 %, la différence entre la déformation mesurée et la déformation «rationnelle»  $\ln(1+\varepsilon)$  reste inférieure à 0,15 % environ.

visqueux pour les hautes températures. Pour les faibles températures, les effets visqueux semblent négligeables.

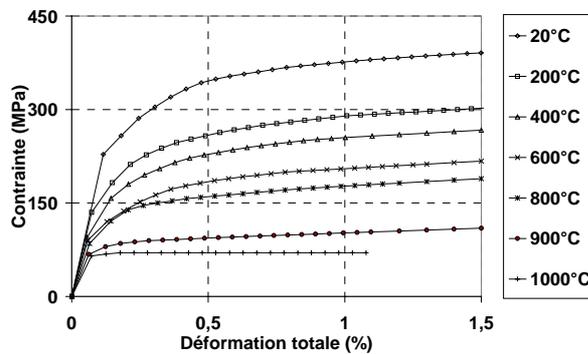


Fig. 2.7 (a)

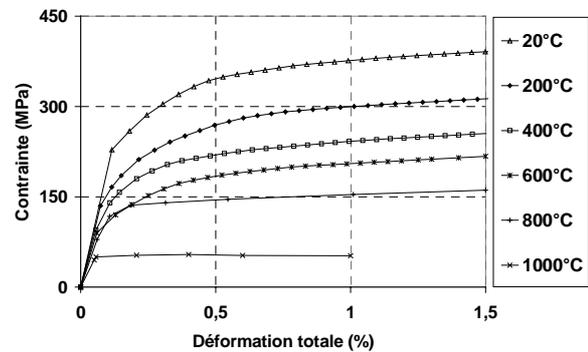


Fig. 2.7 (b)

Figure 2.7 : (a) Traction vitesse rapide ( $0,00025s^{-1}$ ) ; (b) Traction vitesse lente ( $0,00025s^{-1}$ )

### V.1.2.2 DÉTERMINATION DES CARACTÉRISTIQUES ÉLASTO-PLASTIQUES

Les essais de traction permettent la détermination des paramètres élastoplastiques classiques (module d'Young, limites conventionnelles élastiques à 0,1% et 0,2% de déformation plastique, limite de non linéarité contrainte déformation, pente d'érouissage).

La détermination du module d'Young  $E$  d'après les courbes de traction est difficile car la limite de non-linéarité est très faible. La valeur du module d'Young obtenu étant particulièrement sensible à la qualité de l'acquisition sur les tout premiers instants, nous avons jugé préférable de vérifier si les valeurs de modules d'Young issues de la littérature coïncidaient avec la pente initiale de la courbe de traction. Comme c'était le cas, nous avons conservé les valeurs de la littérature, qui ne présentent par ailleurs qu'une très faible dispersion (ce qui n'est pas le cas des limites d'élasticité !). Le coefficient de poisson, lui, est pris constant, égal à 0,3.

On donne sur la fig. 2.9 l'évolution en fonction de la température des limites d'élasticité conventionnelles à 0,1 % ( $\sigma_{0,1}$ ) et à 0,2 % ( $\sigma_{0,2}$ ) de déformation plastique, ainsi que de la limite de non-linéarité ( $\sigma_{nl}$ ) contrainte-déformation, obtenues pour les deux vitesses de déformation imposée. On constate une légère différence dans le domaine des hautes températures (au-dessus de 800°C) entre les limites conventionnelles d'élasticités pour les deux vitesses, alors qu'aucune différence n'est visible en dessous de 600°C. Jusqu'à cette température, les courbes de traction sont les mêmes pour les deux vitesses de sollicitation. Les effets visqueux semblent donc faibles en dessous de 600°C.

En ce qui concerne le module d'érouissage  $h$ , celui-ci est déterminé entre 1,5 % et 3 % de déformation plastique environ, à partir des courbes de traction. Le module d'érouissage reste constant (à la valeur de 2400 MPa) jusqu'à une température de 600°C. Ensuite, il diminue jusqu'à 800 MPa à 1000 °C. Ce module ne dépend pas de la vitesse de déformation imposée (lente ou rapide), la pente est identique pour les deux vitesses. A partir de 1000 °C, la pente d'érouissage tend vers zéro. Ceci est lié au phénomène de restauration visqueuse de l'érouissage, qui se produit en cours d'essai de traction à 1000°C, et qui peut conduire à une pente apparente d'érouissage négative.

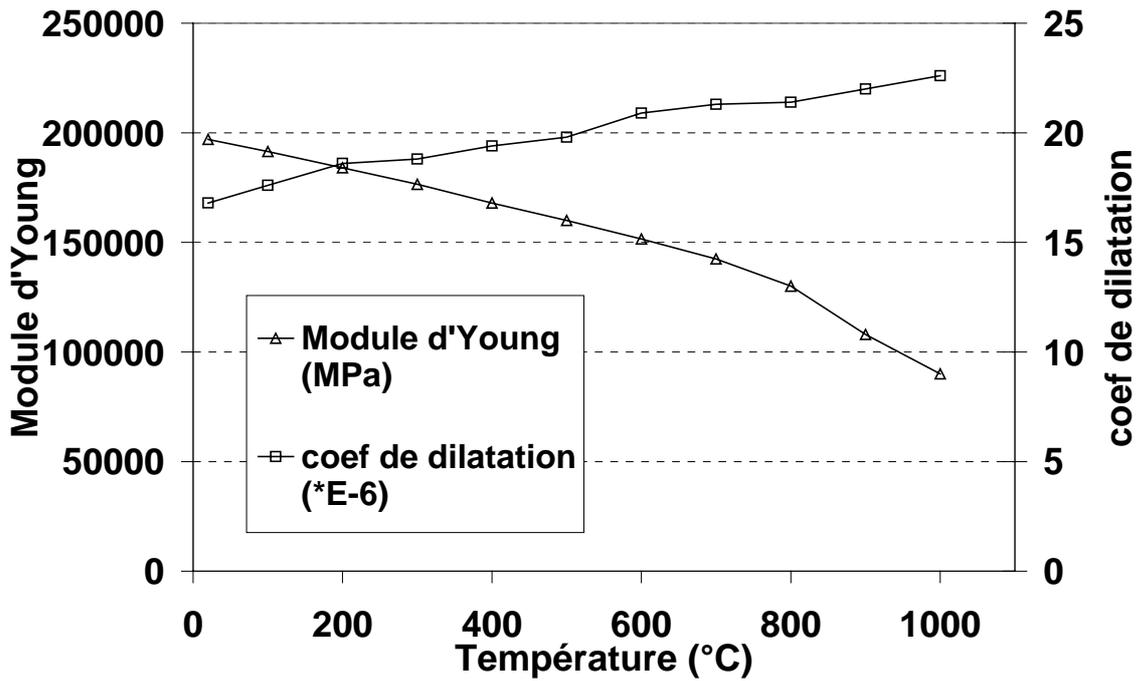


Figure 2.8 : Module d'Young et coefficient de dilatation en fonction de la température

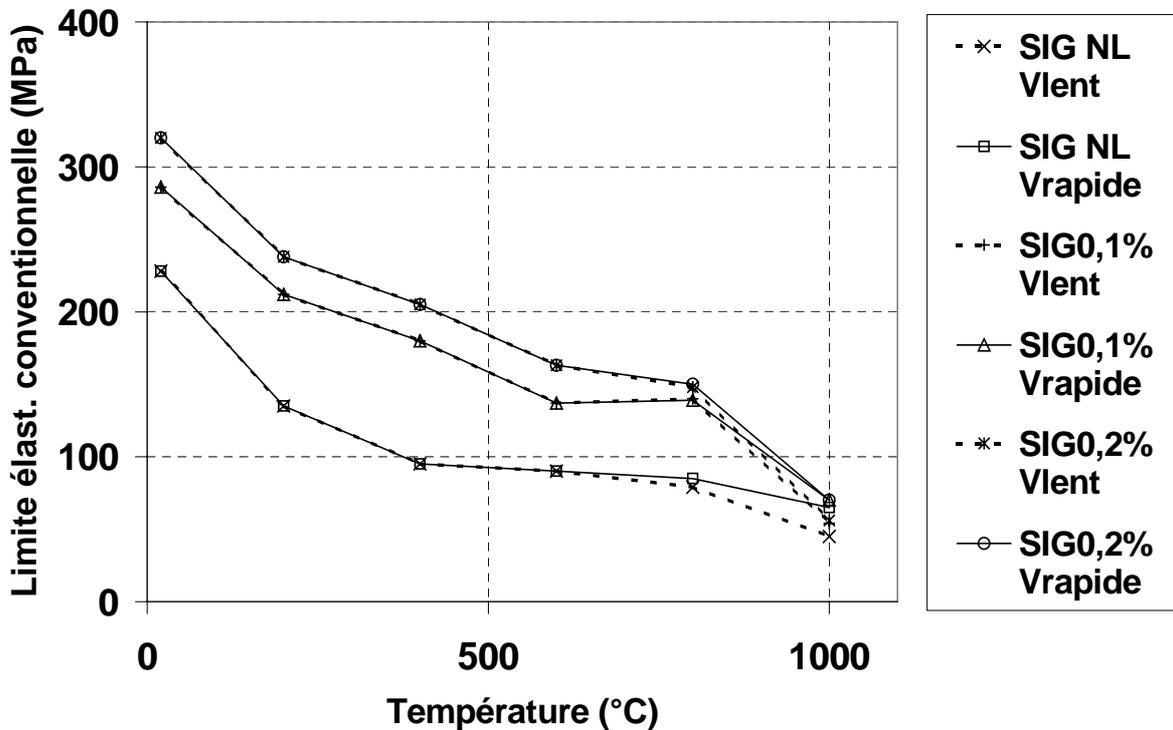


Figure 2.9 : Evolution des limites conventionnelles d'élasticités à 0,1% (SIG0,1%), à 0,2% (SIG0,2%) et de la limite de non linéarité contrainte-déformation (SIG NL) en fonction de la température, pour les deux vitesses de déformation imposées : Vlent ( $0,00025s^{-1}$ ) et Vrapide ( $0,0025s^{-1}$ ).

### V.1.3 Effets de la dilatométrie libre sur le comportement en traction

Le module d'Young, et le module d'érouissage linéaire pour les déformations supérieures à 1% ne sont pas affectés par la dilatométrie. Ce n'est en revanche pas le cas des limites d'élasticités conventionnelles (cf. figure 2.10 ci-dessous).

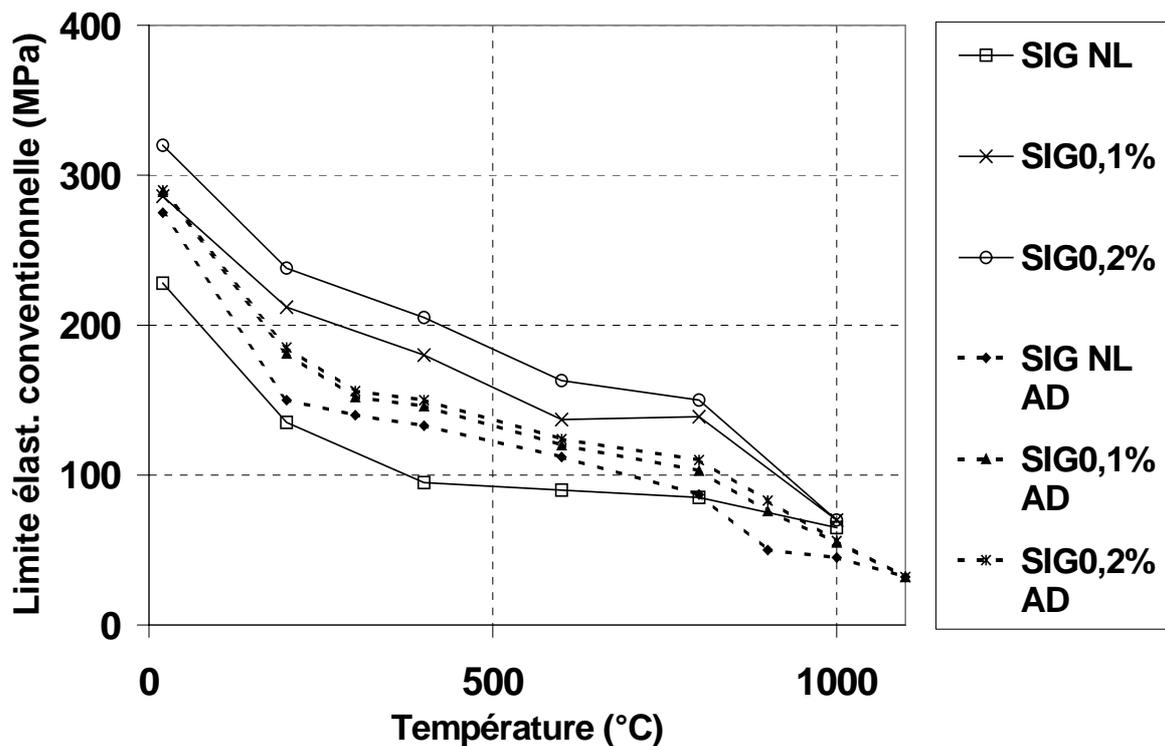


Figure 2.10: effet de la dilatométrie libre sur les limites conventionnelles d'élasticités à 0,1% (SIG0,1%), à 0,2% (SIG0,2%) et sur la limite de non linéarité contrainte-déformation (SIG NL) - Vitesse rapide de déformation imposée ( $0,0025s^{-1}$ ), pour des éprouvettes sans dilatométrie libre préalable, ou avec (AD) dilatométrie préalable.

En effet, on constate après dilatométrie libre que le comportement du matériau en traction se trouve modifié (cf. figure 2.11, qui compare deux courbes de traction à  $20^{\circ}C$ , pour une éprouvette ayant subi une dilatométrie libre préalable, et pour une éprouvette n'en ayant pas subi). La consolidation du matériau dans le domaine plastique diminue, tandis que la limite de non linéarité contrainte-déformation augmente légèrement. Après un cycle de dilatométrie libre, les courbes de traction ont un aspect quasiment bilinéaire<sup>1</sup>.

Cette évolution des propriétés mécaniques, consécutive à un traitement thermique, est surprenante, d'autant plus surprenante que le matériau de base semble dans un état hyperefflué stable, sans grande densité de dislocations.

Le traitement thermique correspondant à la dilatométrie libre correspond à une montée en température à la vitesse de  $80^{\circ}C/s$  jusqu'à une température comprise entre  $950^{\circ}C$  et  $1100^{\circ}C$ , suivit d'un refroidissement à l'air libre (fig. 2.6).

<sup>1</sup> Ce phénomène a également été observé pour le 316L lors de la thèse de Philip (cf. [PHI.96] p. 151)

La première hypothèse qui vient à l'esprit pour expliquer cette différence de comportement est une éventuelle modification de la taille de grain après traitement thermique. Pourtant, des analyses de tailles de grain, avant et après dilatométrie, ne montrent pas de différences permettant d'expliquer une telle modification de comportement mécanique (cf. Annexe 2).

Il est également possible d'incriminer diverses modifications microstructurales : précipitation, mise en solution, apparition ou disparition de phases non désirées (cf. chapitre 1, III.1.2). Toutefois, là encore, des observations microstructurales effectuées avant et après traitement thermique, n'ont pas mis en évidence de précipitation généralisée, ou d'évolution spéciale de la microstructure (Cf. Annexe 2).

Enfin, il est possible de mettre en cause le rôle des interstitiels comme le carbone ou l'azote, qui même en très faible quantité peuvent avoir une influence drastique sur les caractéristiques de traction pour les températures situées en dessous de 600°C (cf. chapitre 1, III.2.1.1). Le carbone et surtout l'azote sont en effet très mobiles, et peuvent diffuser rapidement même pour les basses températures. Il est donc très possible que les migrations du carbone et surtout de l'azote lors du traitement thermique (qui peuvent conduire par exemple à des constitutions ou des destructions d'amas d'azote, susceptibles de bloquer les dislocations) soient à l'origine de ces différences de comportement mécaniques. Malheureusement, ces phénomènes étant caractéristiques de l'échelle atomique, il est impossible de les détecter par des observations métallurgiques classiques.

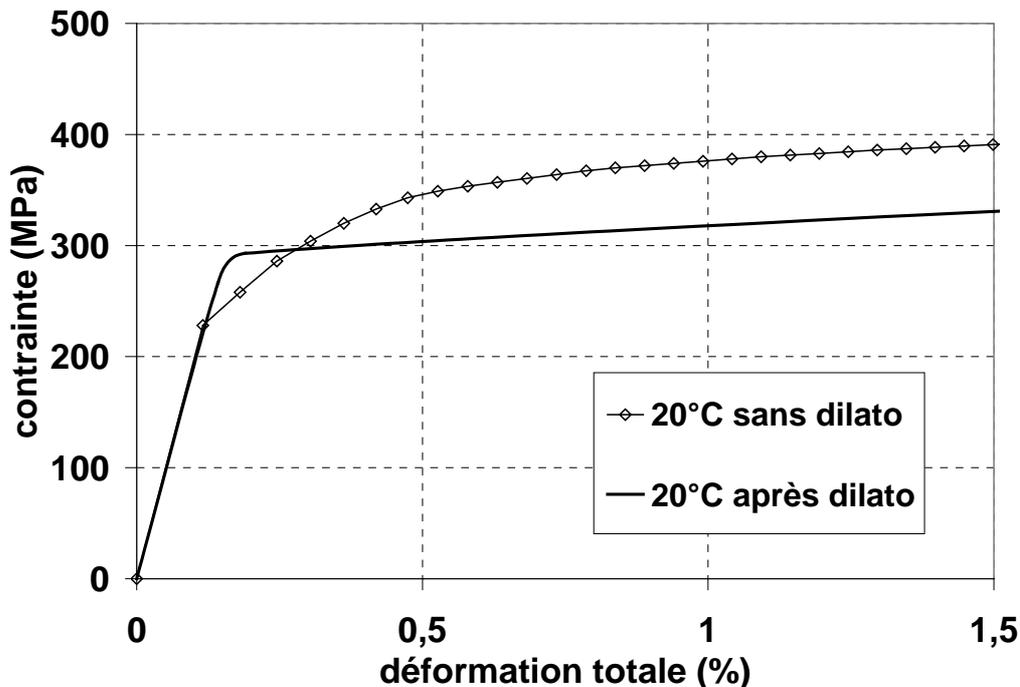


Figure 2.11 : Comparaison des courbes de traction à 20°C (vitesse 0,0025s<sup>-1</sup>), pour des éprouvettes sans ou avec dilatométrie libre préalable

#### V.1.4 Comparaison avec les données élastoplastiques de la littérature sur le 316L

Nous disposons d'un certain nombre de données élastoplastiques sur le 316L. Il s'agit essentiellement de valeurs issues de bases de données du nucléaire, CEA, FRAMATOME, EDF ([AFCEN.93], [KHA.94], [DUP.94], [BAU.99]).

On donne sur la fig. 2.11 l'évolution en fonction de la température des limites d'élasticité conventionnelles à 0,2 % ( $\sigma_{0,2}$ ) de déformation plastique, obtenues pour nos essais sans ou avec dilatométrie libre préalable, et issues des bases de données dont nous disposons.

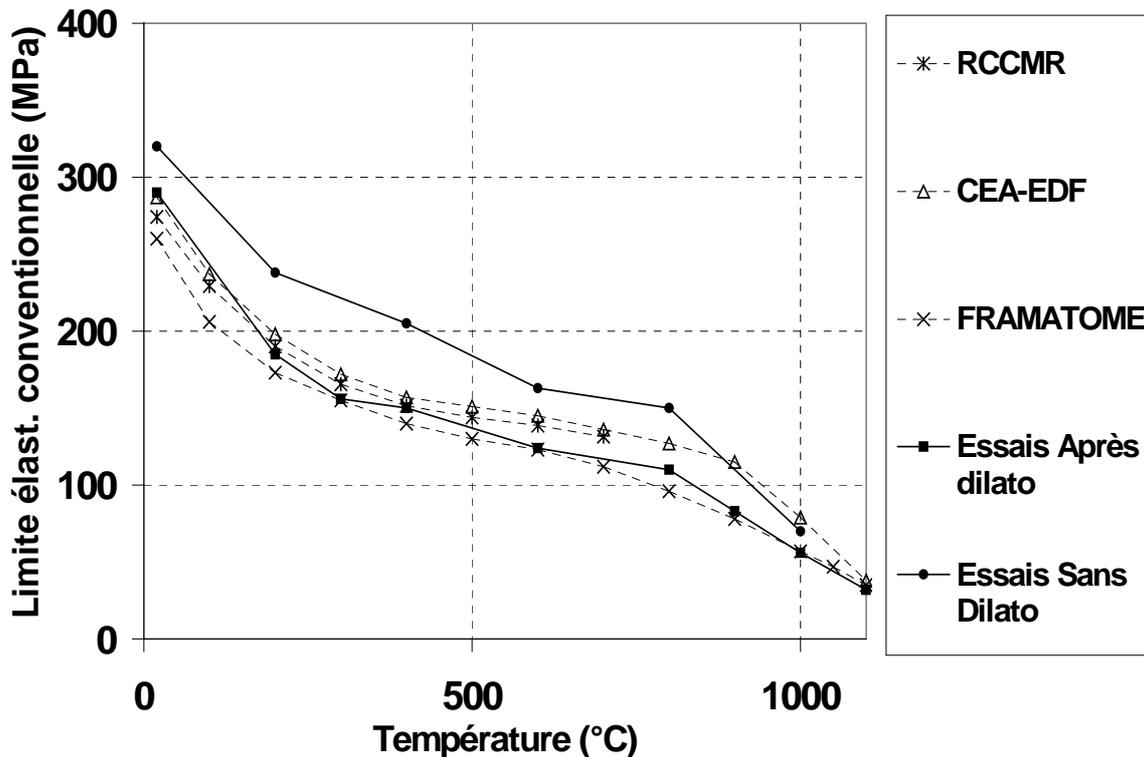


Figure 2.12 : Comparaison des limites conventionnelles d'élasticité à 0,2% obtenues pour les essais avec ou sans dilatométrie libre préalable, avec des valeurs issues de différentes bases de donnée existantes (RCCMR, CEA-EDF et FRAMATOME)

On constate que si la limite conventionnelle élastique obtenue d'après les essais sans dilatométrie libre préalable est largement supérieure pour les faibles températures aux données de la littérature, la limite conventionnelle élastique obtenue pour les essais après dilatométrie est située dans la fourchette de dispersion des données de la littérature.

Ceci signifie qu'en l'absence de traitement thermique préliminaire, notre matériau possède une limite élastique plus élevée que celle prévue par l'ensemble des données de la littérature.

## V.2 IDENTIFICATION DES CARACTÉRISTIQUES VISCOPLASTIQUES

### V.2.1 Coefficients à identifier ; choix du modèle

Dans le code\_Aster, il existe plusieurs modèles viscoplastiques (modèle de Chaboche, de Lemaître, de Taheri). Certains de ces modèles sont très complets et permettent de prendre en compte de nombreux phénomènes, notamment en ce qui concerne les aspects de chargements cycliques. Cependant, de très nombreux paramètres interviennent, ce qui rend le calage de ces modèles difficiles. Dans le cadre de cette étude, le choix se porte sur le modèle d'A. Razakanaivo ([RAZ.97]), implanté dans le code\_Aster, dont la formulation est présentée dans le chapitre 1, V.3.5.3. Ce modèle de type Norton, est relativement classique, et couvre une large gamme de comportement mécanique, puisqu'il peut dégénérer en modèle purement élasto-plastique à basse température, et en modèle type fluide visqueux newtonien à haute température.

Ce modèle prend en compte cinq paramètres : un seuil d'écoulement visqueux, qui traduit l'existence d'un domaine élastique, deux coefficients de viscosité de type Norton,  $\eta$  et  $n$ , et deux coefficients de restauration visqueuse de l'écrouissage,  $C$  et  $m$  (Cf. equ. (1.74 à 1.76)). Afin d'identifier ces paramètres, nous utilisons les essais d'écrouissage-relaxation et les essais de fluage, selon la procédure indiquée ci-dessous.

## V.2.2 Résultats tirés d'essais d'écrouissage-relaxation

### V.2.2.1 IDENTIFICATION DU SEUIL D'ÉCOULEMENT VISCOPLASTIQUE

Lors de la relaxation, la contrainte diminue au cours du temps jusqu'à se stabiliser autour d'une valeur limite. On considère que cette limite constitue le seuil d'écoulement viscoplastique (cf. fig. 2.13). Cette valeur est déterminée à partir des essais de relaxation à 200°C, 600°C, 800°C, 900°C, 1000°C :

- A 200°C, bien qu'une faible relaxation de la contrainte soit observée, cette dernière se stabilise après relaxation autour d'une valeur qui est supérieure aux limites élastiques conventionnelles à 0,1% et 0,2%. Cela signifie que la valeur de limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % (ou celle à 0,1%) peut être considérée comme seuil d'écoulement.
- A partir de 600°C, en revanche, la contrainte se stabilise après relaxation autour d'une valeur inférieure aux limites d'élasticité conventionnelles à 0,1 et 0,2 %, et l'influence de la viscosité ne peut être négligée.
- A la température de 1000°C, la contrainte relaxe jusqu'à 0. On considère donc qu'à partir de 1000 °C le comportement est viscoplastique sans seuil.

On peut donc définir les valeurs du seuil d'écoulement visqueux en fonction de la température (figure 2.13 ci-dessous) :

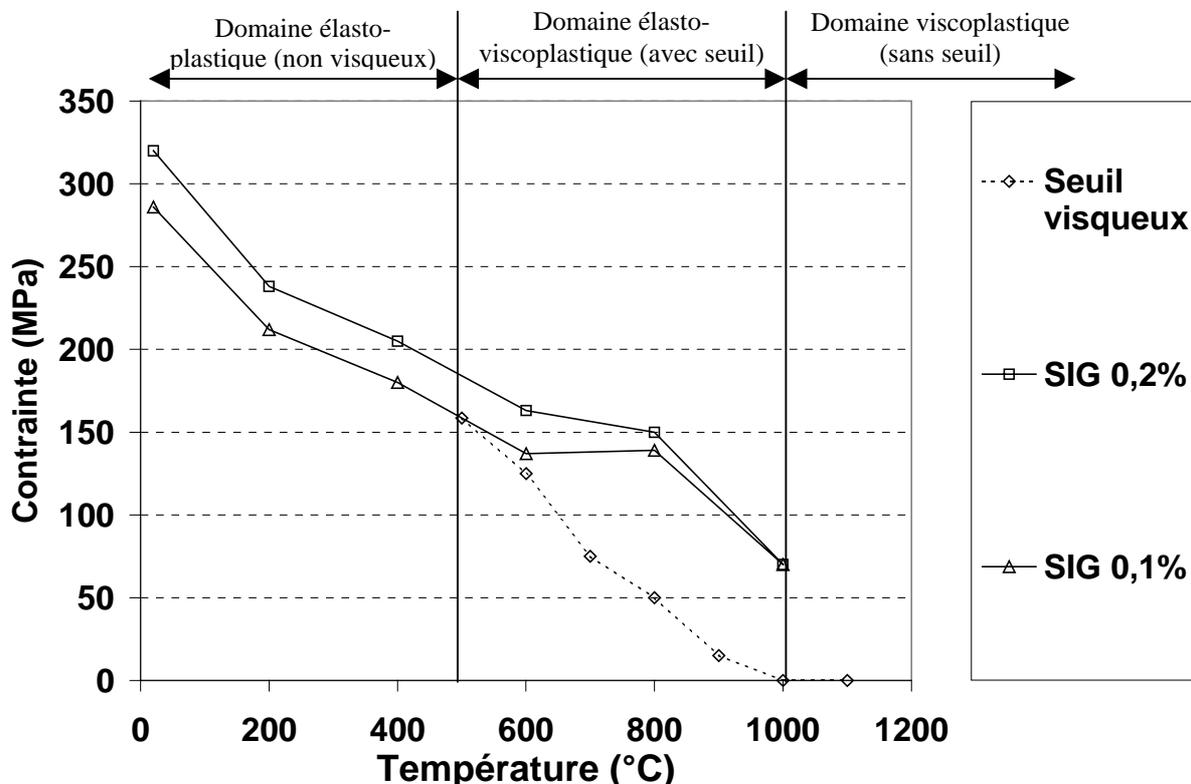


Figure 2.13 : Evolution en fonction de la température des limites conventionnelles d'élasticités à 0,1% (SIG 0,1%), à 0,2% (SIG 0,2%), et du seuil d'écoulement viscoplastique.

- Dans le domaine élasto-plastique, c'est-à-dire de 20 °C jusqu'à 500 °C, le seuil d'écoulement  $\sigma_s$  est pris identique à la limite d'élasticité (déterminée à 0,1 ou 0,2%). La viscosité est considérée comme négligeable en dessous de 500°C ( $\eta = 0$  dans l'équation 1.76).
- Entre 500°C et 1000 °C, le seuil d'écoulement, différent de la limite d'élasticité conventionnelle à 0,1 ou 0,2 %, est déduit des essais de relaxation. C'est le domaine élasto-viscoplastique avec seuil.
- Pour les températures supérieures 1000 °C, le seuil d'écoulement devient nul : c'est le domaine de viscoplasticité sans seuil.

### V.2.2.2 RESTAURATION D'ÉCROUISSAGE

Après relaxation, lors de la remise en charge, il est possible d'observer l'effet d'une éventuelle restauration visqueuse de l'écrouissage (cf. chapitre 1, V.3.5.2).

- A 200 °C, la relaxation (faible) ne provoque aucune restauration de l'écrouissage.
- A 800 °C, on constate au contraire une restauration visible de l'écrouissage (voir figure 2.14b).
- A 1000°C, la pente d'écrouissage est nulle, voire négative. On peut en déduire que la restauration d'écrouissage est instantanée et totale.

Pour les coefficients C et m de restauration d'écrouissage, intervenant dans l'équation (1.75) (cf. chapitre 1, V.3.5.3), on prendra donc :

- C = 0 jusqu'à 500 °C (effets visqueux négligés en dessous de 500°C)
- C = 1 et m = 1 à partir de 1000 °C, ce qui correspond à une restauration totale et instantanée de l'écrouissage.

Entre 500 °C et 1000 °C, C et m seront déterminés avec les essais de fluage et les essais d'écrouissage-relaxation-écrouissage.

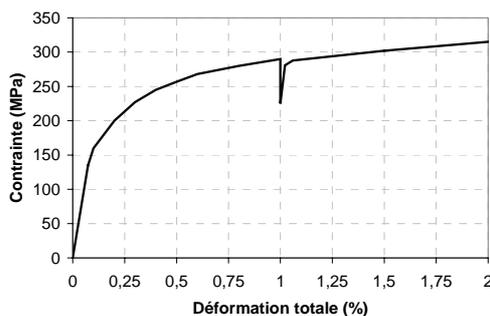


Fig. 2.14 (a)

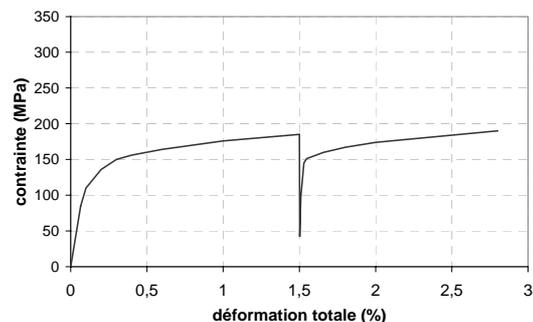


Fig. 2.14 (b)

Figure 2.14 : (a) :Essais d'écrouissage-relaxation à 200°C : relaxation à 1% de déformation totale pendant 1000s ; (b) Essais d'écrouissage-relaxation à 800°C : relaxation à 1,5% de déformation totale pendant 500s

### V.2.3 Résultats tirés d'essais de fluage

Les essais de fluage sont effectués pour les températures de 600 °C, 700 °C, 800 °C et 900°C. Dans ce domaine, la viscosité a une influence importante. Pour chacune de ces températures, différentes

contraintes ont été appliquées. Ces contraintes ont été choisies d'après les essais de traction. Les courbes suivantes (voir figures 2.15 (a), (b) et (c)) donnent les résultats d'essais de fluage :

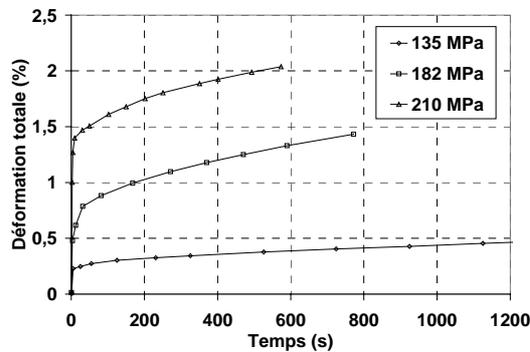


Figure 2.15 (a) : Fluage à 700°C

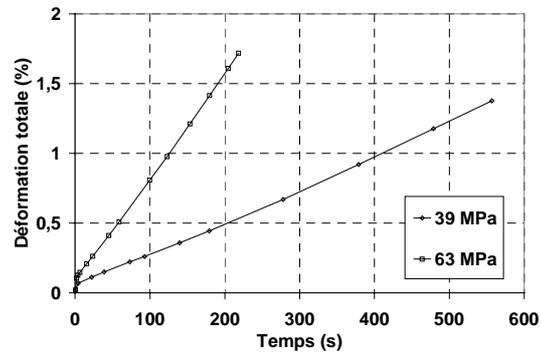


Figure 2.15 (b) : Fluage à 900°C

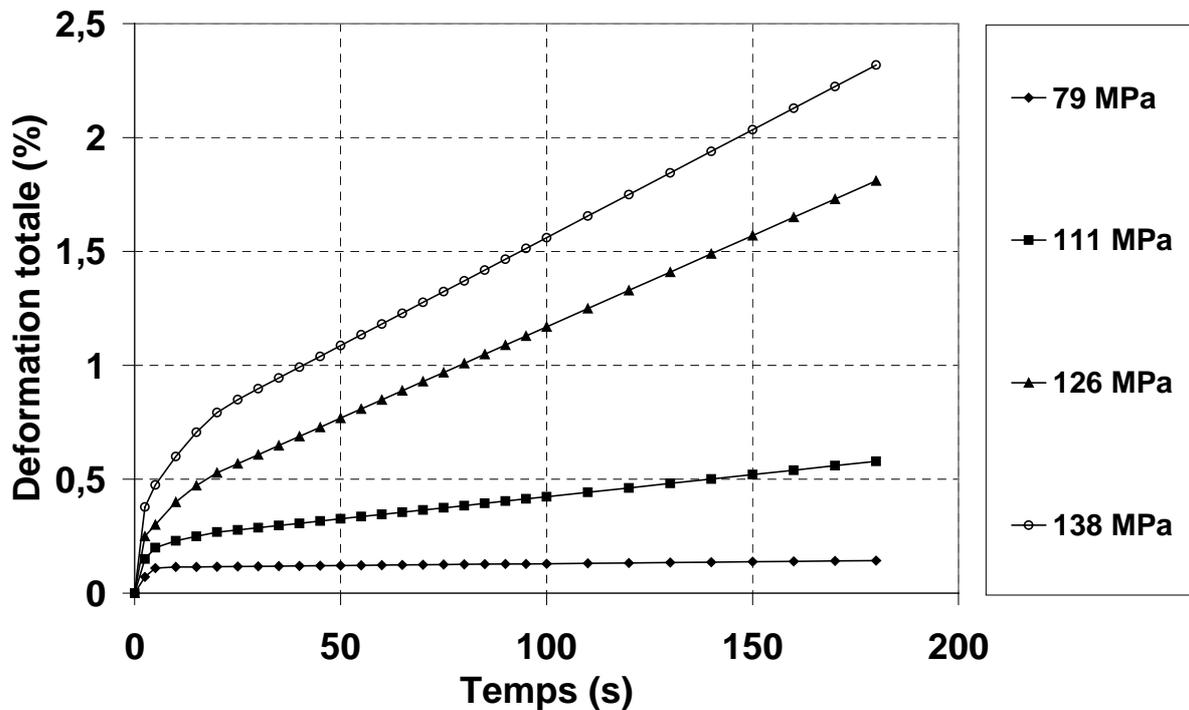


Figure 2.15 (c) : Fluage à 800°C

- A 600 °C, l'influence du fluage est très faible même pour des contraintes élevées. Lors de la mise en charge, l'éprouvette se déforme rapidement. Ensuite, la pente de fluage secondaire reste constante et très faible, voire nulle, pour une charge de 246 MPa.
- A 700°C, l'évolution de la déformation devient visible, dès 135 MPa.
- A partir de 800 °C, le fluage secondaire est déjà important, même après un temps très court (quelques secondes), pour des sollicitations élevées. Le fluage primaire est quasiment négligeable (voir figure 2.15 (c)).

- A 900 °C, même pour des sollicitations faibles, l'influence du fluage est élevée. La déformation après quelques secondes est très importante (voir figure 2.15 (b)).

Pour toutes les courbes de fluage, on constate que le fluage primaire n'est pas très important. Le fluage tertiaire n'intervient pas pour les durées d'essais considérées.

Dans le cas du modèle du code\_Aster, la contrainte appliquée lors du fluage s'écrit, en uniaxial (voir chapitre 1, V.3.5.3 équation (1.74b)) :

$$\sigma_{appl} = \eta(\dot{\varepsilon}^{vp})^{1/n} + R + \sigma_s \quad (2.1)$$

$$\text{avec } R = h \cdot r \quad \text{et} \quad \dot{r} = \dot{p} - (C \cdot r)^m \quad (2.2.a, 2.2.b)$$

Lors du fluage secondaire, en condition d'érouissage stabilisé (pas d'évolution de la variable interne r), on a :

$$\dot{r} = \dot{\varepsilon} - (C \cdot r)^m = 0 \quad \text{soit} \quad r = (1/C) \cdot (\dot{\varepsilon})^{1/m} \quad (2.3.a, 2.3.b)$$

Si on appelle A la pente de la courbe de fluage secondaire (mesurée), alors on obtient :

$$r = (1/C) \cdot (A)^{1/m} \quad (2.4)$$

Soit, en remplaçant r par cette valeur dans l'equ. (2.1) :

$$\sigma_{appl} = \eta(A)^{1/n} + h \frac{1}{C} (A)^{1/m} + \sigma_s \quad (2.5)$$

Dans cette équation apparaissent les 4 inconnues  $\eta$ ,  $n$ ,  $C$  et  $m$ , si on considère que  $\sigma_s$  (seuil d'écoulement visqueux) a été déterminé par les essais de relaxations (fig. 2.13).

## V.2.4 Procédure finale d'identification des paramètres visqueux

Les données des quatre couples expérimentaux ( $\sigma_i$  et  $\dot{\varepsilon}_i^\infty$ ) injectées dans la relation (2.5) ci-dessus décrivant le fluage secondaire, permettent d'écrire un système à quatre équations et quatre inconnues :

$$\left\{ \begin{array}{l} 0 = \sigma_1 - \left[ \eta \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_1^\infty}{\varepsilon_1} \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_1^\infty}{\varepsilon_1} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_2 - \left[ \eta \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_2^\infty}{\varepsilon_2} \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_2^\infty}{\varepsilon_2} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_3 - \left[ \eta \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_3^\infty}{\varepsilon_3} \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_3^\infty}{\varepsilon_3} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_4 - \left[ \eta \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_4^\infty}{\varepsilon_4} \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}_4^\infty}{\varepsilon_4} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \end{array} \right. \quad (2.6)$$

Ce système non linéaire peut alors être résolu par une méthode itérative de type Newton. Toutefois, cette méthode n'a pas été utilisée pour identifier les paramètres visqueux : en effet, celle-ci nécessite des courbes de fluage correspondant à quatre niveaux de contraintes à chaque température. De plus, pour que cette méthode itérative converge, il faut donner un vecteur initial proche du vecteur solution, ce qui implique de connaître l'ordre de grandeur de chaque paramètre. C'est pourquoi en pratique, nous avons procédé différemment pour obtenir les paramètres :

- Dans un premier temps, les coefficients  $n$  et  $\eta$  ont été déterminés à partir des courbes de traction : les courbes de traction pour les deux vitesses ont été simulées avec le code\_Aster, en supposant

que lors de la traction la restauration visqueuse d'écrouissage n'intervient pas. Les couples ( $n$ ,  $\eta$ ) donnant les résultats de simulation les plus proches de l'expérience sont ainsi déterminés par calculs successifs, et ce pour chaque température. Les valeurs de  $n$  et  $\eta$  sont ensuite affinées à partir de la simulation du début des courbes de relaxation.

- Lorsque les valeurs de  $n$  et  $\eta$  sont fixées, on utilise les équations de fluage secondaire écrites plus haut (équation (2.5)): on cherche les valeurs de  $C$  et  $m$ , qui minimisent ces équations. A l'issue de cette détermination des quatre valeurs  $n$ ,  $\eta$ ,  $C$  et  $m$ , celles-ci sont corrigées avec la simulation des essais de relaxation et de traction-relaxation-traction [DEP.02d], [KRI.02]).

*Remarque* : cette procédure d'identification des paramètres « à la main » n'a pas été aisée à réaliser. Elle implique une non-unicité des paramètres obtenus. Cependant, ces paramètres ont été calés de façon à satisfaire le mieux possible les équations de fluage, à reproduire le comportement en traction pour les deux vitesses, le comportement en relaxation, et à reproduire les courbes d'écrouissage-relaxation-écrouissage, à chaque température, tout en conservant une évolution réaliste des paramètres avec la température. La simulation des essais de type « Satoh » (cf. VI) permettra également de valider ces paramètres.

## V.2.5 Extrapolation dans le domaine des hautes températures

Les paramètres viscoplastiques ont été identifiés d'après les essais de caractérisation jusqu'à 1000°C. Entre cette température et la température de fusion, au-delà de laquelle le matériau est de type fluide, ces coefficients sont extrapolés de la façon suivante :

Le seuil d'écoulement est considéré comme nul au delà de 1000°C (il n'y a plus de domaine élastique), et les coefficients  $C$  et  $m$  sont fixés à 1 (restauration totale et instantanée de l'écrouissage). En ce qui concerne le coefficient  $n$ , celui-ci est interpolé linéairement entre 1100°C et 1450°C.  $n$  est pris égal à 1 à 1450°C (afin de retomber sur un modèle de type fluide visqueux newtonien après fusion). La viscosité est interpolée linéairement en  $\log(1/\eta)$  en fonction de  $\log(T)$ . Pour les températures supérieures à la température de fusion, la viscosité  $\eta$  du métal fondu est de l'ordre de celle de l'eau (de l'ordre de  $10^{-18}$  MPa.s pour le fer pur).

## V.2.6 Effets d'une dilatométrie sur les caractéristiques viscoplastiques

Nous avons vu en V.I.3 qu'une dilatométrie libre préalable effectuée sur les éprouvettes modifiait leur comportement mécanique, essentiellement la forme de la courbe de traction dans le domaine plastique. Il est clair que cette dilatométrie libre est susceptible d'influencer également le comportement viscoplastique. Or les coefficients de viscosité présentés ci-dessus ont été identifiés pour des éprouvettes n'ayant pas subi de dilatométrie.

Toutefois, dans la suite de l'étude, nous supposons que ces coefficients de viscosité restent valables, même après un traitement thermique de type dilatométrie. En outre, un même essai de fluage à 800°C sous 111 MPa sur deux éprouvettes, l'une ayant subi une dilatométrie, l'autre n'en ayant pas subi, a été effectué. Des différences de pente de fluage secondaire sont effectivement observées à partir d'un certain temps, mais le comportement pour des temps courts est similaire. Par la suite, l'influence du traitement thermique sur les caractéristiques visqueuses sera entièrement négligée.

## V.3 RESTITUTION NUMÉRIQUE D'ESSAIS AVEC LE CODE\_ASTER

Afin de vérifier la validité des paramètres de viscosité, les essais de traction et relaxation entre 600 °C et 1000 °C ont été re-simulés avec le code\_Aster. Les figures 2.16.a, b, et c ci-dessous donnent quelques exemples de résultats obtenus. L'accord est globalement satisfaisant sur l'ensemble des essais.

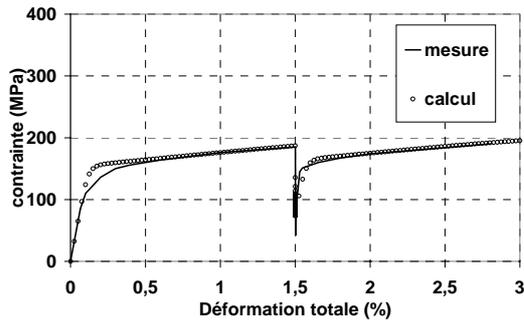


Figure 2.16a : Ecroissage-relaxation-écrouissage à 800°C

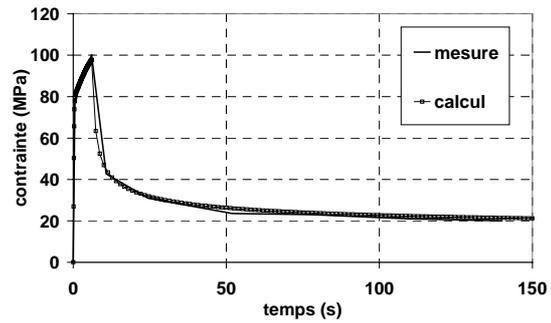


Figure 2.16b : Relaxation à 900°C

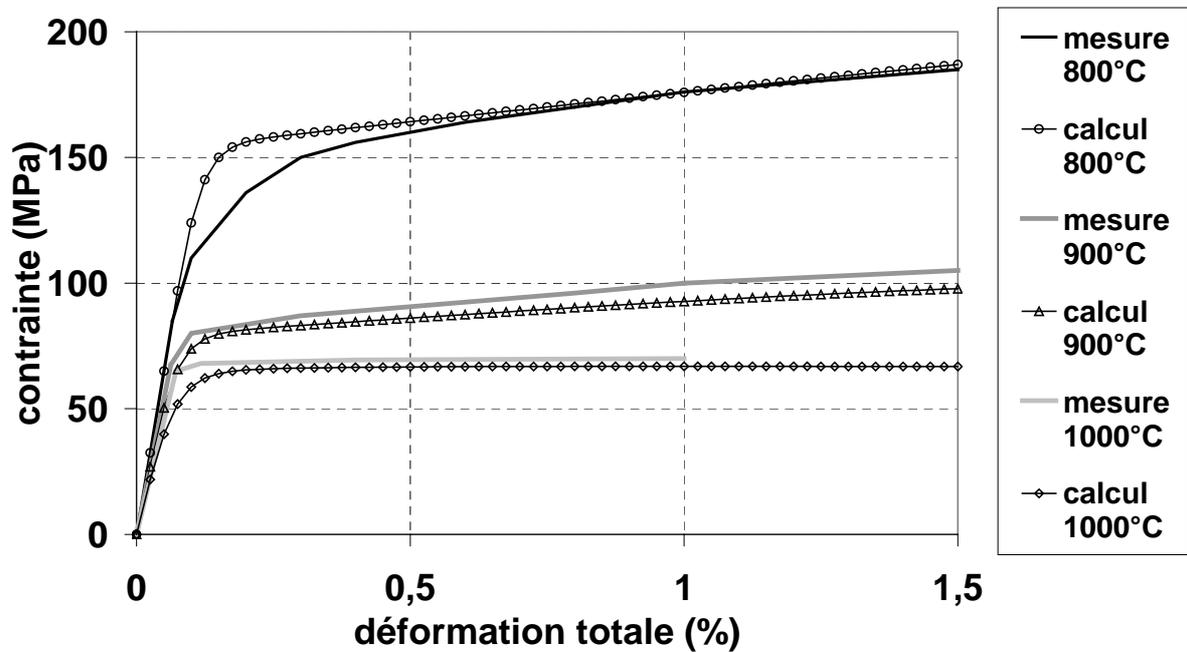


Figure 2.16.c : Traction à 800°C, 900°C, 1000°C, vitesse « rapide » (0,0025/s)

## VI VALIDATION DES PARAMETRES : SIMULATION D'ESSAIS DE TYPE SATOH

Afin de valider les paramètres élastoplastiques et surtout viscoplastique identifiés d'après les résultats d'essais présentés ci-dessus, une simulation numérique d'essais unidimensionnels de type « Satoh », est réalisée avec le code\_Aster. Ces essais Satoh sur 316L ont été réalisés par Y. Vincent en 2001.

## VI.1 RAPPELS SUR L'ESSAI SATOH

### VI.1.1 Descriptif de l'essai

L'essai Satoh (réalisé pour la première fois par le Japonais Kinishiko Satoh, il y a 30 ans environ [SAT.72]) consiste à appliquer un cycle thermique à une éprouvette dont le déplacement est maintenu constant pendant tout le cycle. Cet essai est important en vue de la validation de modèles de comportement thermo-mécanique car il est simple à réaliser (essai uniaxial), et il fait intervenir de nombreux phénomènes thermo-mécaniques, notamment les phénomènes de relaxation à haute température et de restauration visqueuse de l'écrouissage dans le cas des aciers inoxydables austénitiques. Dans le cas des aciers qui présentent des transformations de phases métallurgiques, ce type d'essais permet également un champ d'analyses très étendu ([VIN.03]). Des essais de ce type ont également été effectués sur des alliages d'aluminium par [SAR.95]. Cependant, nous nous focalisons ici sur un acier, le 316L, qui ne présente aucune transformation de phase pour le domaine de température qui sera considéré, c'est à dire entre 20°C et 1100°C environ.

Les essais SATOH que nous considérons consistent à chauffer et à refroidir de manière homogène une éprouvette cylindrique dont on bloque les déplacements longitudinaux de la zone utile. Plusieurs types de cycles sont appliqués : des cycles uniques qui diffèrent par la température maximale et des cycles répétés dont la température maximale est soit la même, soit croissante, soit décroissante. Les cycles répétés sont réalisés en vue d'avoir une idée sur certains effets du soudage à plusieurs passes.

La figure 2.17 schématise l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la température, pour un seul cycle thermique appliqué, dans le cas d'un acier de type 316L.

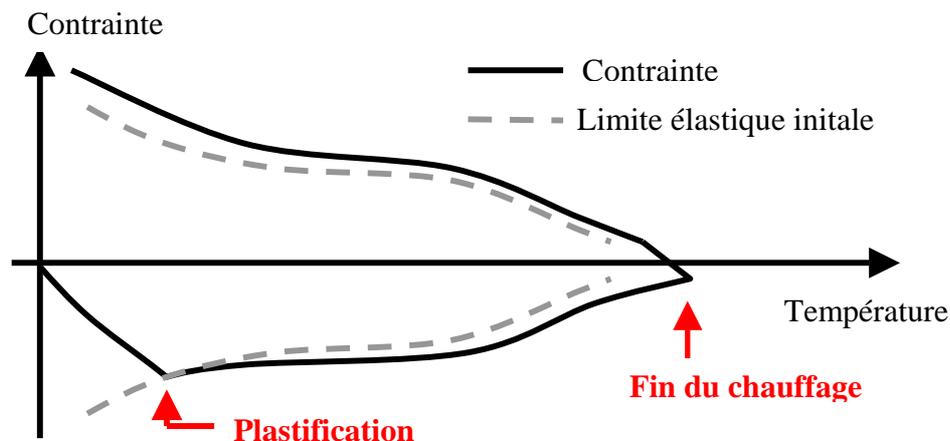


Figure 2.17 : Evolution de la contrainte en fonction de la température dans le cas d'un essai de type Satoh sur acier 316L

Lors de l'essai, la déformation totale est maintenue égale à zéro :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{vp} + \alpha(T - T_0) = 0 \quad (2.7)$$

Dans le cas d'un matériau élasto-plastique, l'imposition d'une déformation totale nulle conduit donc à l'apparition d'une déformation élastique égale à l'opposée de la déformation thermique engendrée par le chauffage. Par conséquent, une contrainte de compression se développe, jusqu'à ce que celle-ci atteigne la limite élastique du matériau, à la température considérée, et que le matériau plastifie (cf. fig. 2.17). Après quoi, la contrainte suit la limite élastique du matériau qui diminue avec l'augmentation de la température, avec des valeurs de contraintes éventuellement un peu plus élevées que la limite élastique en raison de l'écrouissage. Lors du refroidissement, le matériau se rétracte, diminuant la contrainte de compression (décharge élastique), jusqu'à ce que le matériau passe en

traction. La contrainte change alors de signe, et augmente en traction de façon élastique, jusqu'à plastification. La contrainte augmente alors lors du refroidissement, au fur et à mesure que la limite d'élasticité augmente avec la diminution de la température. A la fin du cycle, une contrainte résiduelle de traction subsiste. Lors de l'application de plusieurs cycles, cette contrainte résiduelle peut augmenter ou au contraire diminuer.

## **VI.1.2 Résultats issus de la littérature pour les Satoh 316L**

### **VI.1.2.1 ESSAIS RÉALISÉS PAR K. SATOH [SAT.72A]**

Quatre aciers ont été testés lors de ces essais [SAT.72a] : un acier doux, un acier inoxydable 316L, un acier à 9% de Ni et un acier faiblement allié HT70. Lors de ces essais, c'est le déplacement global de l'éprouvette qui est maintenu égal à zéro. Le chauffage est effectué par induction, et le refroidissement s'effectue à l'air libre, ou avec circulation d'argon. Des cycles thermiques avec température maximale croissante ou décroissante sont appliqués. La force de réaction et la température au milieu de l'éprouvette sont mesurées de façon continue. La principale conclusion retenue par l'auteur sur les contraintes résiduelles, pour l'acier 316L, est la suivante : L'application de plusieurs cycles thermiques identiques sur l'acier 316L fait apparaître une légère augmentation des contraintes résiduelles après chaque cycle.

### **VI.1.2.2 ESSAIS RÉALISÉS PAR ITOH ET KAWAGARA ([ITO.92])**

Ces essais, similaires à ceux effectués par Satoh, sont réalisés en imposant un déplacement nul sur une zone utile de longueur 20mm. Plusieurs aciers sont également testés, notamment un acier inoxydable austénitique (JI SSS 304), sur lequel des cycles thermiques de température maximale croissante sont appliqués. L'effet observé sur le 304 est une augmentation de la contrainte résiduelle après chaque cycle (en raison de l'écrouissage), d'autant plus faible que la température maximale est élevée, excepté pour le dernier cycle (avec une température maximale de 1000°C), qui conduit à une contrainte résiduelle plus faible. Les auteurs l'expliquent par la restauration à haute température.

## **VI.2 TYPES D'ESSAIS SATOH RÉALISÉS ET PROCEDURE D'ESSAI**

### **VI.2.1 Traitement thermique préalable des éprouvettes**

Avant la réalisation des essais Satoh, les éprouvettes ont subi une dilatométrie libre. Le traitement thermique correspondant a consisté en un chauffage rapide à 80°C/s jusqu'à 1100°C environ, suivi d'un refroidissement à l'air libre, ceci pour tester la tenue des thermocouples et quantifier les gradients thermiques dans la zone utile d'une part, et détecter l'anisotropie éventuelle du matériau d'autre part.

La dilatométrie n'a révélé aucune déformation résiduelle après retour à l'ambiante, ni différence de comportement en dilation entre le chauffage et le refroidissement. En revanche, il s'est avéré que le comportement mécanique du matériau a été affecté de façon importante par le traitement de dilatométrie (cf. V.1.3).

### **VI.2.2 Procédure d'essai**

Les essais Satoh utilisent le dilatomètre présenté en III. Les éprouvettes utilisées sont les mêmes que celles qui ont servi à la caractérisation du matériau (cf. fig. 2.1).

Lors de l'essai, une consigne de déformation totale nulle est imposée aux bornes de la zone utile au moyen de l'extensomètre, puis des cycles thermiques d'amplitude décroissante sont appliqués avec un chauffage par effet Joule (fig. 2.18). La vitesse de chauffage est de l'ordre de 90°C/s, c'est la capacité

maximale du dispositif. Le refroidissement est soit naturel, soit piloté par effet joule dans le cas d'un refroidissement plus lent, soit piloté par la circulation d'un gaz (air ou azote) à l'intérieur de l'éprouvette, dans le cas d'un refroidissement plus rapide.

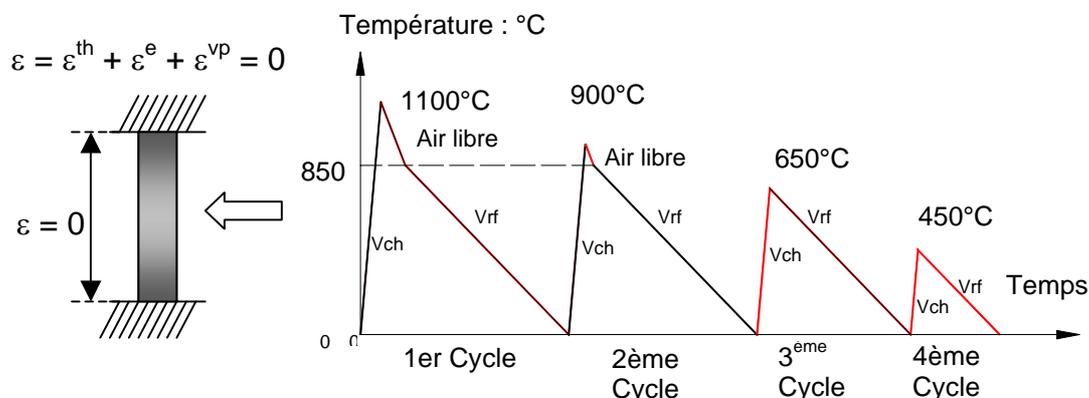


Fig. 2.18 : cycles thermiques imposés dans la zone utile

### VI.2.3 Essais réalisés

Plusieurs cycles thermiques, avec température maximale décroissante<sup>1</sup>, ont été appliqués aux spécimens testés, afin de reproduire les effets thermomécaniques qui ont lieu dans la zone soudée, dans le cas du soudage en plusieurs passes, avec une source de chaleur qui s'éloigne. Plusieurs vitesses de refroidissement ont été envisagées, afin de mettre en évidence les phénomènes visqueux (dépendance du comportement mécanique vis-à-vis de la vitesse de sollicitation). Trois types d'essais ont donc été effectués : un essai pour lequel le refroidissement s'est effectué à l'air libre, un essai pour lequel le refroidissement a été fixé à 0,3°C/s, et un essai pour lequel le refroidissement à été fixé à 10°C/s. Les figures 2.19.a, 2.20.a, 2.21.a représentent les cycles thermiques imposés pour les trois essais, et les tableaux 2.5 à 2.7 indiquent la spécificité de ces chargements thermiques. Les figures 2.19.a, 2.20.b, 2.21.c présentent l'évolution lors des essais de la contrainte en fonction de la température.

SATOH AL	Tmax (°C)	V refroid.	σ en fin de cycle (MPa)	σ compression à 400°C (MPa)
Cycle 1	1126°C	Air libre	289	-163
Cycle 2	933°C	Air libre	297	-193
Cycle 3	685°C	Air libre	306	-200
Cycle 4	484°C	Air libre	312	-209
Cycle 5	1126°C	Air libre	302	-220

Tableau 2.5 : Cycles thermiques et contraintes : Satoh avec refroidissement à l'air libre

<sup>1</sup> Excepté pour le Satoh avec refroidissement à l'air libre, pour lequel un cinquième cycle a été appliqué jusqu'à 1126°C.

SATOH 0.3	Tmax (°C)	V refroid.	$\sigma$ en fin de cycle (MPa)	$\sigma$ compression à 400°C (MPa)
Cycle 1	1075°C	0,3°C/s	296	-170
Cycle 2	855°C	0,3°C/s	300	-196
Cycle 3	635°C	0,3°C/s	310	-197
Cycle 4	412°C	0,3°C/s	312	-209

Tableau 2.6 : Cycles thermiques et contraintes : Satoh avec refroidissement à 0,3°C/s

SATOH 10	Tmax (°C)	V refroid.	$\sigma$ en fin de cycle (MPa)	$\sigma$ compression à 400°C (MPa)
Cycle 1	1122°C	10°C/s	303	-182
Cycle 2	888°C	10°C/s	316	-189
Cycle 3	663°C	10°C/s	325	-195
Cycle 4	461°C	10°C/s	327	-203

Tableau 2.7 : Cycles thermiques et contraintes : Satoh avec refroidissement à 10°C/s

#### VI.2.4 Commentaires sur l'évolution de la contrainte au cours des cycles

Les figures 2.19 à 2.21 donnent les cycles thermiques imposés, l'évolution de la déformation axiale totale (qui reste très proche de zéro) ainsi que les courbes de contraintes axiales mesurées en fonction de la température.

Le comportement est sensiblement le même quelle que soit la vitesse de refroidissement (fig. 2.19.c, 2.20.c, 2.21.c). En début de chauffage, on constate lors de la plastification une cassure assez nette de la courbe d'évolution de la contrainte en fonction de la température. Ceci est lié au fait que les essais ont été effectués sur des éprouvettes ayant subi au préalable une dilatométrie libre, qui présentent des courbes de traction d'aspect quasiment bi-linéaires (voir V.1.3).

Lors de la phase de refroidissement, la contrainte passe de compression à traction sans qu'une décharge élastique (c'est à dire un changement de pente) ne soit visible. La relaxation des contraintes est visible à haute température, ce qui met en évidence la viscosité du matériau.

La contrainte augmente au fur et à mesure du refroidissement, et conduit en fin de cycle à une contrainte de traction. Après chaque cycle, la contrainte résiduelle varie peu, et ce quel que soit l'essai.

Lors du chauffage, la part isotrope de l'érouissage est visible, car la contrainte maximale de compression augmente après chaque cycle (dernière colonne, tableaux 2.5 à 2.7). En revanche, au refroidissement, cet effet n'est pas observé. Les tableaux 2.5 à 2.7 présentent également l'évolution des contraintes de traction à la fin de chaque cycle, ainsi que les contraintes maximales atteintes en compression. A une température donnée, on constate une légère augmentation de la contrainte de compression après chaque cycle, excepté pour le 5<sup>ème</sup> cycle de l'essai à l'air libre. Cette observation coïncide avec celle de Itoh et Kashiyawa sur l'acier 304 ([ITO.92]). Ceci peut s'expliquer parfaitement par le phénomène de restauration visqueuse de l'érouissage.

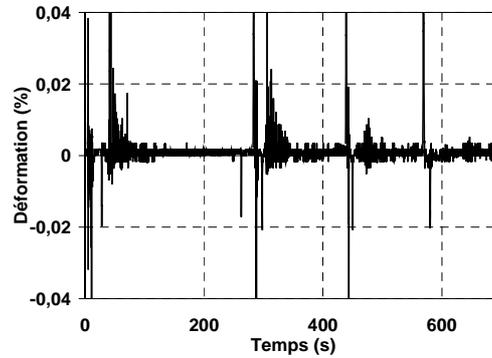
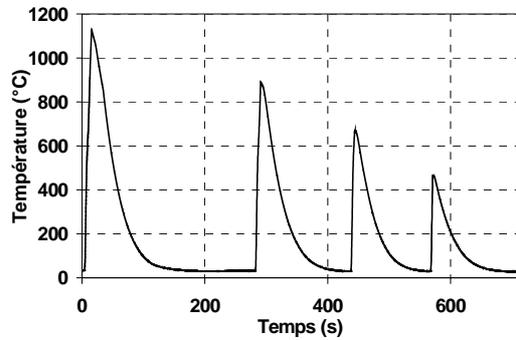


Figure 2.19.a : Satoh 10 / Cycles thermiques

Figure 2.19.b : Satoh 10 / Déformation totale mesurée au cours des cycles

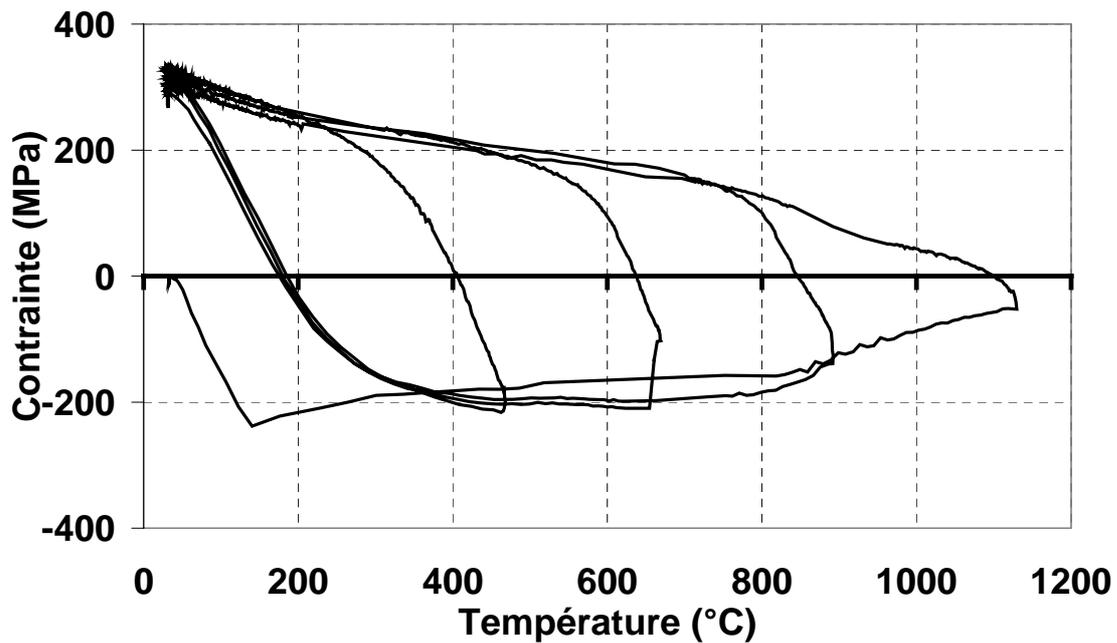


Figure 2.19.c : Satoh 10/ Evolution de la contrainte en fonction de la température au cours des cycles thermiques

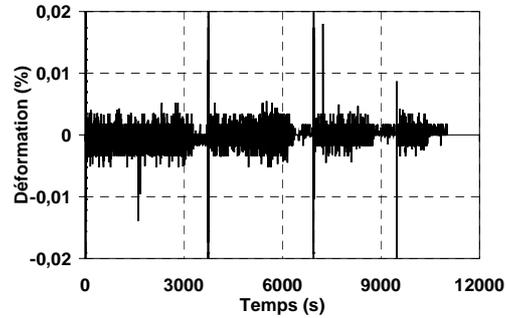
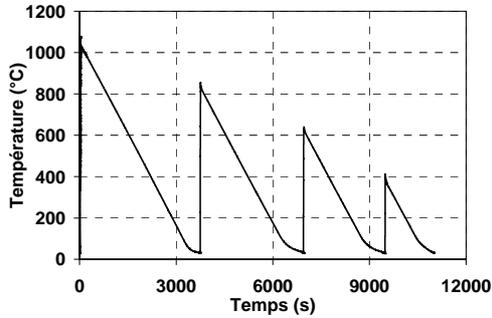


Figure 2.20.a : Satoh 0,3 / Cycles thermiques

Figure 2.20.b: Satoh 0,3 / Déformation totale mesurée au cours des cycles

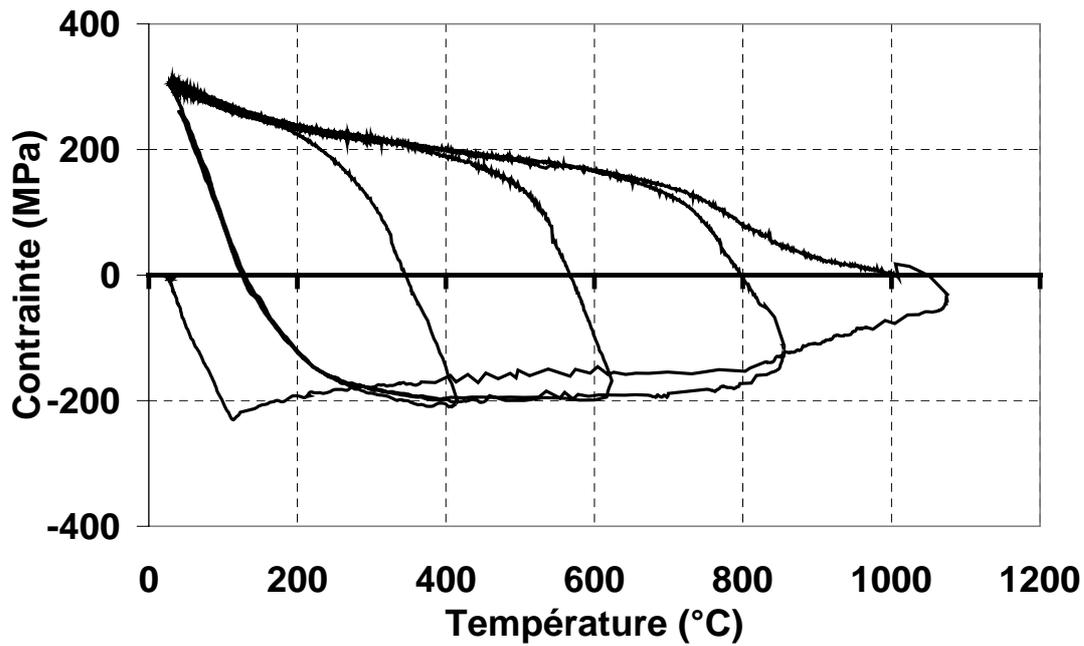


Figure 2.20.c : Satoh 0,3 / Evolution de la contrainte en fonction de la température au cours des cycles thermiques

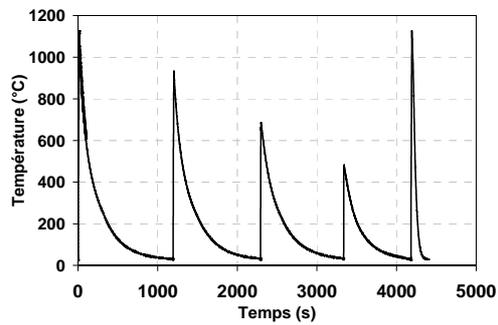


Figure 2.21.a : Satoh Air Libre (AL) / Cycles thermiques

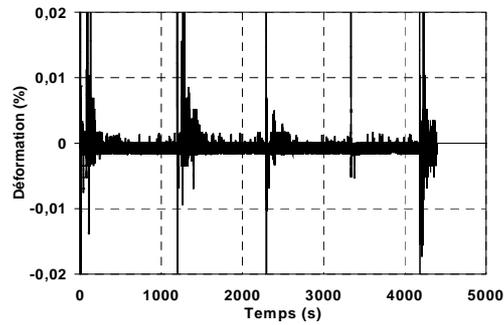


Figure 2.21.b : Satoh Air Libre (AL) / Déformation totale mesurée au cours des cycles

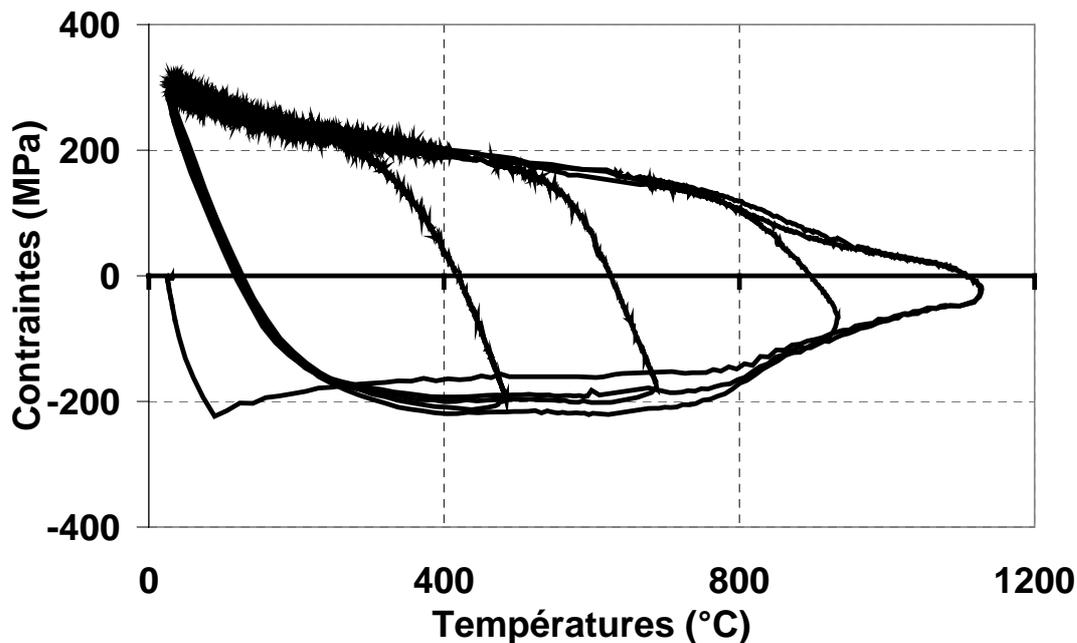


Figure 2.21.c : Satoh Air Libre (AL) / Evolution de la contrainte en fonction de la température au cours des cycles thermiques

## VI.3 SIMULATION NUMERIQUE D'ESSAIS SATOH ET ANALYSE COMPARATIVE CALCUL-EXPERIENCE

### VI.3.1 Mise en donnée numérique thermo-mécanique et types de calculs réalisés

Les calculs effectués sont des calculs 2D axisymétriques. Nous utilisons pour cela un seul élément quadratique à 8 nœuds : Q8. Les extrémités de l'élément sont bloquées, c'est à dire qu'on impose un

déplacement vertical nul sur ses deux extrémités. Nous faisons l'hypothèse de l'homogénéité de la température dans la zone utile. Par conséquent, on impose à l'ensemble du maillage une température fonction du temps, qui est la température mesurée expérimentalement (moyenne sur l'ensemble des thermocouples implantés dans la zone utile).

Rappelons que les objectifs principaux de la simulation sont :

- de valider les valeurs des paramètres viscoplastiques du matériau 316L utilisé, qui ont été identifiés lors de la campagne de caractérisation.
- de peser l'importance des phénomènes visqueux, concernant d'une part l'évolution de la contrainte lors des différents cycles, et d'autre part l'intensité des contraintes résiduelles en fin de cycle.

Les calculs réalisés sont donc des calculs élasto-plastiques et élasto-viscoplastiques. Pour les calculs élasto-plastiques, le critère de plasticité est le critère isotrope linéaire de Von Mises, son évolution est soit isotrope (premier calcul avec écrouissage isotrope), soit cinématique (second calcul avec écrouissage cinématique).

Pour la modélisation élasto-visco-plastique, l'écrouissage modélisé est isotrope (écrouissage cinématique non disponible dans le code\_Aster pour le modèle visqueux), avec toutefois une restauration visqueuse de l'écrouissage pour les hautes températures (eq. 1.75).

En uniaxial, la partition des déformations s'écrit donc (equ. 2.7):

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p + \alpha(T - T_0) = 0 \text{ (déformation totale nulle) dans le cas élasto-plastique}$$

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{vp} + \alpha(T - T_0) = 0 \text{ (déformation totale nulle) dans le cas élasto-visco-plastique}$$

### VI.3.1.1 VALEURS DES PARAMÈTRES ÉLASTO-PLASTIQUES

Pour le comportement élasto-plastique du 316L, on choisit une modélisation élasto-plastique avec écrouissage linéaire, bien représentative du comportement mécanique des éprouvettes ayant subi une dilatométrie préalable (cf. V.1.3), et c'est le cas pour les éprouvettes utilisées lors de ces essais Satoh.

On décide de prendre comme limite élastique la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% de déformation plastique, obtenue d'après les essais de traction sur éprouvettes ayant subi une dilatométrie, qui sont par ailleurs très proches des données de la littérature (cf. fig. 2.12). Les valeurs de module d'Young, de pente d'écrouissage et de coefficients de dilatation, qui ne sont, eux, pas affectés par la dilato, sont également issus de la campagne de caractérisation sur 316L. Tous ces paramètres sont définis en fonction de la température.

Deux calculs sont effectués, l'un faisant l'hypothèse d'un écrouissage purement isotrope, l'autre faisant l'hypothèse d'un écrouissage purement cinématique.

### VI.3.1.2 VALEURS DES PARAMÈTRES ÉLASTO-VISCOPLASTIQUES

Les coefficients de viscosité du modèle élasto-viscoplastique considéré (equ. 1.74 à 1.76) ont été entièrement identifiés entre 600 et 1000°C lors de la campagne de caractérisation. En revanche, cette caractérisation a été menée sur des éprouvettes n'ayant pas subi de dilatométrie préalable. On considérera cependant, que ces coefficients restent valables pour la simulation de ces essais Satoh, même si il est clair que les caractéristiques visqueuses sont influencées par la dilatométrie libre. En effet, on peut dire, d'une part, que pour les températures supérieures à 600°C, le comportement avec ou sans dilato préalable est similaire, et d'autre part, un même essai de fluage à 800°C sur les deux types d'éprouvettes (avec ou sans dilato) donne des résultats assez voisins, pour des temps de fluage court.

Dans le cas de la modélisation élasto-visco-plastique, le comportement du matériau a été modélisé comme élastoplastique pour les températures inférieures à 500°C, élasto-visco-plastique avec seuil

d'écoulement de 500°C à 1000°C, et visco-plastique sans seuil d'écoulement pour les températures supérieures à 1000°C (cf. fig. 2.13). En outre, le phénomène de restauration visqueuse de l'écrouissage a été observé lors des cycles d'écrouissages-relaxation. A partir de 1000°C, la restauration d'écrouissage a été considérée comme instantanée et totale, ce qui revient à prendre  $C = m = 1$ .

Pour la modélisation élasto-viscoplastique, on utilisera donc les paramètres suivant :

- i) de 20 à 500°C : modélisation élasto-plastique bi-linéaire, avec comme limite d'élasticité les limites conventionnelles d'élasticité à 0,2% (résultats issus de la caractérisation après dilatométrie libre préalable)
- ii) de 500°C à 1000°C : modélisation élasto-visco-plastique avec seuil d'écoulement (résultats issus de la caractérisation sans dilatométrie libre préalable)
- iii) Température supérieure à 1000°C ; modélisation visco-plastique sans seuil d'écoulement (résultats issus de la caractérisation sans dilatométrie libre préalable)

Les calculs effectués sont donc les suivants :

- calcul élasto-plastique avec écrouissage isotope linéaire
- calcul élasto-plastique avec écrouissage cinématique linéaire
- calculs élasto-viscoplastique avec écrouissage isotrope linéaire, et restauration visqueuse de l'écrouissage

### **VI.3.2 Analyses comparatives calcul-expérience**

Les essais Satoh effectués avec différentes vitesses de refroidissement donnant des résultats sensiblement identiques, nous commentons ci-dessous le cas du Satoh à l'air libre uniquement.

Les figures 2.22 à 2.25 comparent les évolutions mesurées et calculées de la contrainte en fonction de la température au cours du premier cycle thermique, pour les simulation élasto-plastique et élasto-viscoplastiques.

Lors du chauffage, on constate une bonne concordance de tous les calculs avec l'expérience. Le léger décalage tout au début du chauffage entre calcul et expérience est sans aucun doute lié au fait que, le chauffage étant extrêmement rapide (quelques secondes), il est difficile d'imposer exactement la température de l'essai, car les incertitudes sur la mesure de celle-ci lors des toutes premières secondes, est plus grande que lors du refroidissement, qui s'effectue sur un temps beaucoup plus lent.

Au début du refroidissement (décharge), le calcul élasto-plastique fait apparaître une décharge élastique marquée.

Le calcul élasto-plastique avec l'hypothèse d'un écrouissage isotrope (agrandissement de la surface de charge lors de l'écrouissage en compression au chauffage) conduit à une contrainte au refroidissement largement supérieure à la contrainte expérimentale (figure 2.22b). L'hypothèse d'un écrouissage cinématique, en revanche, conduit à une valeur de contrainte après retours à température ambiante conforme à l'expérience, mais l'intensité de la contrainte en cours d'essai est sous-estimée.

Dans le cas du calcul élasto-viscoplastique, la courbe expérimentale est bien reproduite par le calcul pour les hautes températures. En effet, le matériau étant considéré comme viscoplastique sans seuil après 1000°C, c'est à dire sans domaine élastique, la décharge est entièrement « visqueuse », ce qui semble conforme à l'expérience. Le calcul visqueux est également effectué avec l'hypothèse d'un écrouissage isotrope, mais la relaxation des contraintes, et surtout l'hypothèse de la restauration visqueuse de l'écrouissage (considérée comme totale après 1000°C) compense l'agrandissement du domaine élastique. Lors du refroidissement, la contrainte calculée est très proche de la contrainte mesurée, et la contrainte en fin de cycle est correctement estimée.

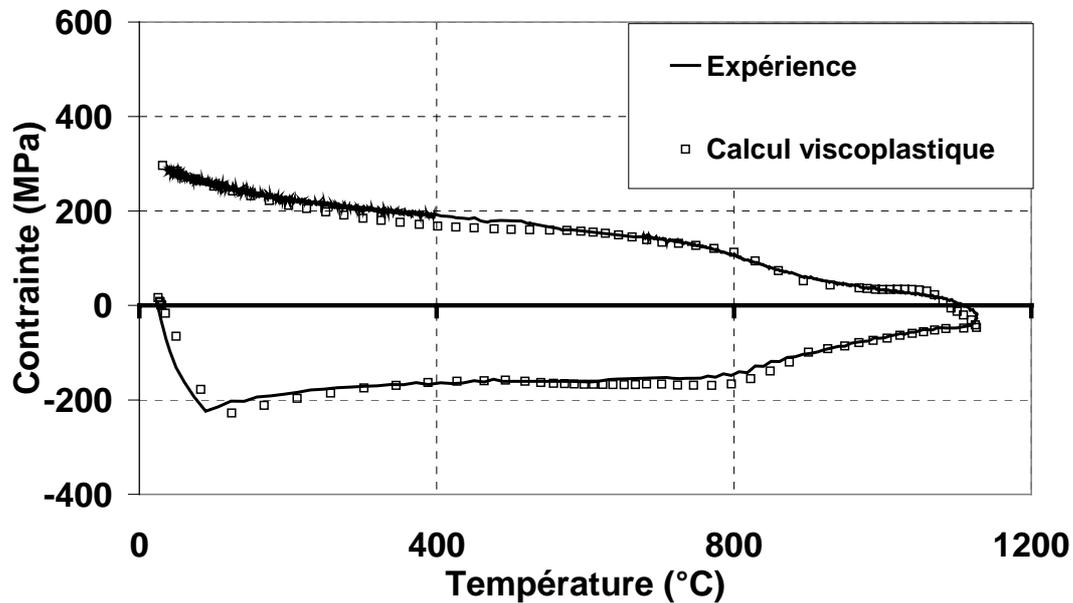


Figure 2.22.a : Evolution de la contrainte en fonction de la température au cours du premier cycle thermique (Sato AL) : comparaison des mesures avec le calcul élasto-viscoplastique

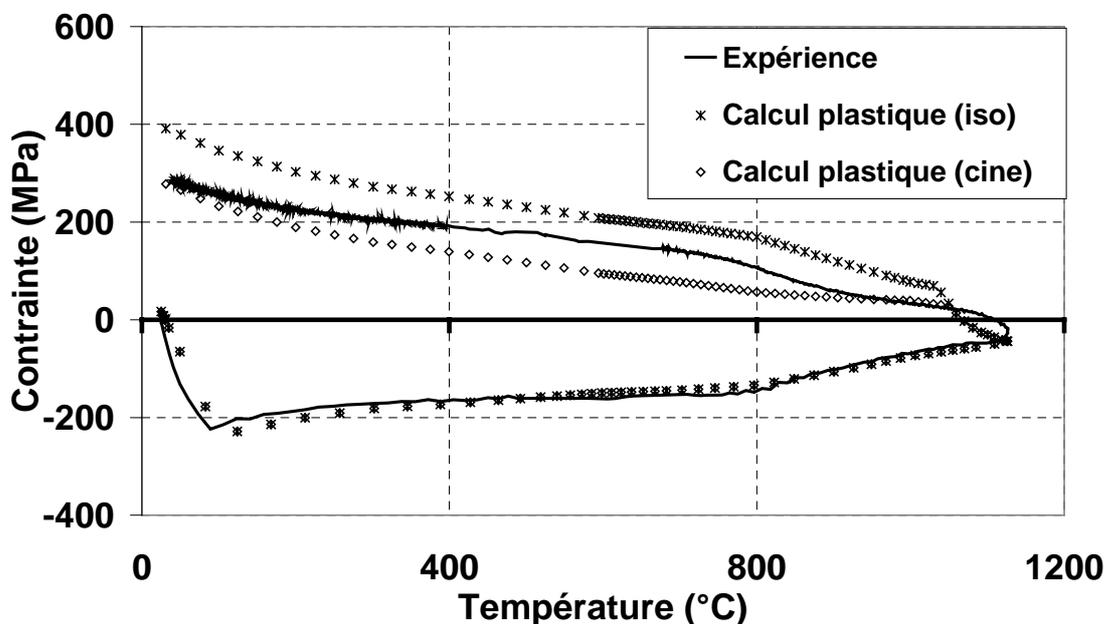


Figure 2.22.b : Evolution de la contrainte en fonction de la température au cours du premier cycle thermique (Sato AL) : comparaison des mesures avec les calculs élasto-plastiques (écrouissage isotrope ou cinématique)

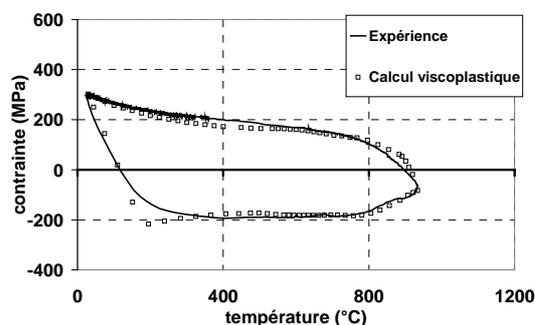


Fig. 2.23.a

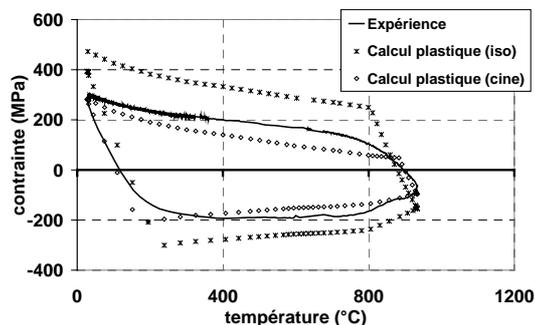


Fig. 2.23.b

Figure 2.23 : Evolution de la contrainte en fonction de la température au cours du second cycle thermique (Sato AL) : comparaison des mesures avec les calculs élasto-viscoplastique (a) et élasto-plastiques (b)

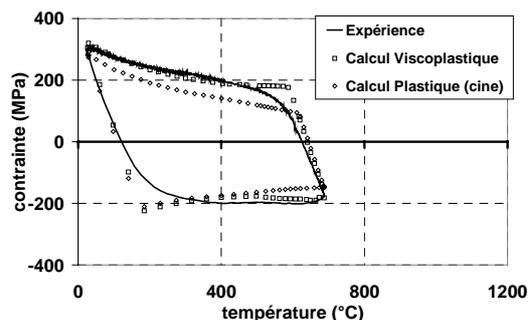


Fig. 2.24.a

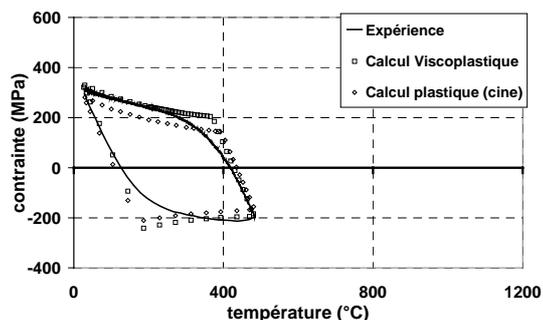


Fig. 2.24.b

Figure 2.24 : Evolution de la contrainte en fonction de la température (Sato AL) : comparaison des mesures avec les calculs élasto-viscoplastique et élasto-plastiques avec écoulement cinématique au cours du troisième (a) et du quatrième cycle thermique (b)

Les remarques effectuées pour le premier cycle restent valables pour les autres cycles. Après chaque cycle, le calcul élasto-plastique avec écoulement isotrope met en évidence l'agrandissement isotrope du domaine élastique, et donc une augmentation des contraintes résiduelles. En revanche, le calcul visqueux ne présente pas cet agrandissement : en effet, pour les cycles dont la température maximale est supérieure à 800°C, la restauration visqueuse de l'écrouissage compense l'augmentation isotrope de la contrainte seuil. Tout ce passe comme si le matériau était « neuf » lors du refroidissement. Pour les cycles dont la température maximale est faible (moins de 500°C), l'écrouissage acquis lors du chauffage n'est pas restauré, et se transmet de manière isotrope lors du refroidissement. Mais cet écoulement reste modéré (la pente d'écrouissage étant faible), la contrainte finale n'est donc pas augmentée de façon significative.

Le modèle élasto-viscoplastique avec écoulement isotrope et restauration visqueuse de l'écrouissage permet donc de représenter de façon satisfaisante l'évolution des contraintes au cours des différents cycles. Lorsque la viscosité est négligée, il est nécessaire de considérer un écoulement cinématique. Lorsqu'elle est prise en compte, l'hypothèse d'un écoulement isotrope est satisfaisante à condition de

considérer un terme de restauration visqueuse qui compense l'agrandissement isotrope du domaine élastique.

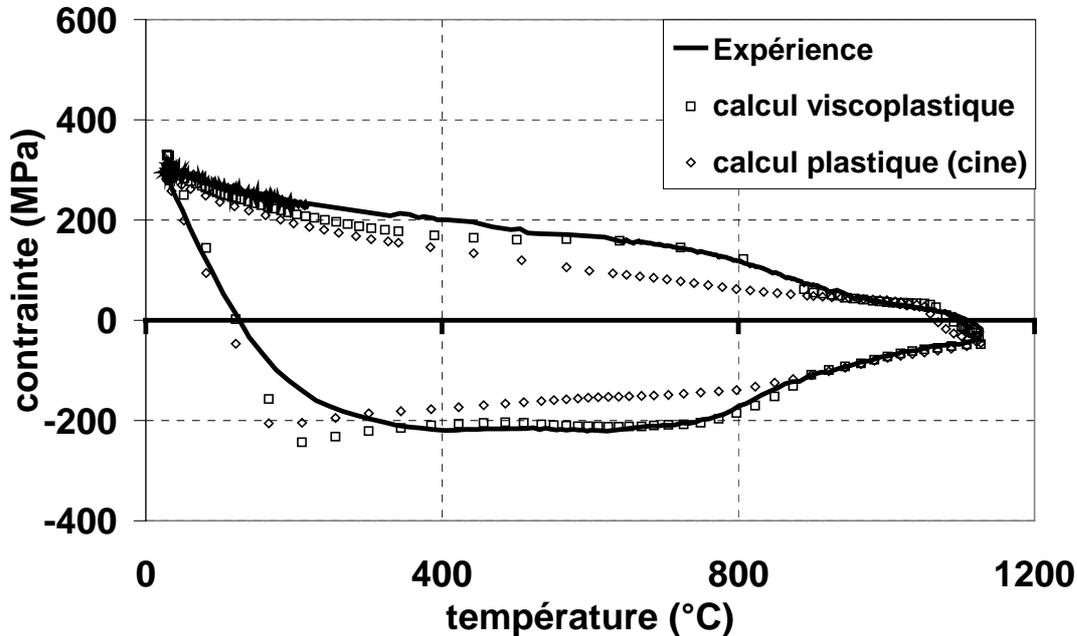


Figure 2.25 : Evolution de la contrainte en fonction de la température (Sato AL) au cours du cinquième et dernier cycle thermique : comparaison des mesures avec les calculs élasto-viscoplastique et élasto-plastiques avec écrouissage cinématique

On constate, même pour le 5<sup>ème</sup> cycle, que le calcul élasto-viscoplastique reproduit de façon très satisfaisante l'expérience. En particulier, la contrainte finale, légèrement inférieure à la contrainte en fin de précédent cycle (à cause des phénomènes de restauration), est correctement estimée. Le calcul élasto-plastique, lui, donne des résultats très éloignés de l'expérience, et prévoit une contrainte finale de plus du double de la contrainte mesurée.

On note enfin que la forme de la courbe expérimentale lors de la re-plastification en début de chaque cycle ne peut être représentée par le calcul, qui présente un aspect bi-linéaire, excepté pour les hautes températures dans le cas du calcul visqueux.

La loi de comportement élastoviscoplastique considérée, avec les paramètres matériau adéquats, permet de reproduire de façon très satisfaisante l'évolution de la contrainte au cours des cycles thermique. Les contraintes résiduelles à la fin de chaque cycle thermique appliqué sont sensiblement identiques. Cela peut être reproduit par la simulation numérique élasto-viscoplastique, bien qu'un écrouissage isotrope soit considéré, car la restauration visqueuse de l'écrouissage à haute température compense l'agrandissement isotrope du domaine élastique. Cette loi de comportement et les paramètres identifiés peuvent donc être utilisés avec confiance pour des simulations de soudage plus complexes. En l'absence de données viscoplastiques, l'hypothèse d'un écrouissage cinématique semble préférable en terme de prévision des contraintes résiduelles.

## VII RESUME ET CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons présenté une identification des paramètres thermomécaniques du 316L, nécessaires à la simulation numérique du soudage. Différents types d'essais ont été réalisés : des essais de dilatométrie libre, pour déterminer le coefficient de dilatation, des essais de traction (à deux vitesses de déformation imposées) pour différentes températures, afin de déterminer les paramètres élasto-plastiques, et enfin des essais de fluage et d'écrouissage-relaxation à haute température, pour déterminer les paramètres élasto-viscoplastique.

La comparaison des données élasto-plastiques obtenues lors de cette caractérisation, avec les données issues de la littérature pour le 316L montre que l'acier étudié dans le cadre de cette étude possède des caractéristiques mécaniques plus élevées que celles du 316L « usuel », du moins pour les températures situées en dessous de 600 °C. Ceci montre que pour deux 316L de différentes coulées, les caractéristiques mécaniques peuvent être différentes, ce qui est généralement admis, bien que toujours surprenant.

Nous avons également vu qu'un traitement thermique correspondant à un cycle de dilatométrie libre (chauffage jusqu'à 1100°C sans temps de maintien, à la vitesse de 90°C/s, puis refroidissement à l'air libre) peut avoir une influence sur le comportement mécanique du 316L. Cet effet ne semble cependant pas dû à la taille de grain, qui n'est pas affectée de façon importante par la dilatométrie.

En outre, le caractère nettement visqueux du 316L au-dessus de 600°C a été mis en évidence. L'identification des paramètres du modèle viscoplastique destiné à la simulation des procédés de soudage implanté dans le Code\_Aster a été effectuée à partir de l'ensemble des essais, entre 500 et 1000°C.

Afin de valider les paramètres obtenus, des essais unidimensionnels de type Satoh ont été modélisés. La simulation de ces essais avec le modèle élasto-viscoplastique choisi, implanté dans le Code\_Aster, avec l'hypothèse d'un écrouissage isotrope, et en prenant en compte la restauration visqueuse de l'écrouissage, donne des résultats satisfaisant vis-à-vis de l'expérience. En l'absence de données viscoplastiques, l'hypothèse d'un écrouissage cinématique semble préférable en terme de prévision des contraintes résiduelles, dans le cas d'un chargement thermique multiple type multipasse.

La loi de comportement élasto-viscoplastique et les paramètres identifiés peuvent donc être utilisés avec confiance pour des simulations de soudage plus complexes. C'est pourquoi dans le chapitre suivant nous allons considérer des essais et simulations numériques sur structures.

# **CHAPITRE 3**

## **ESSAIS ET VALIDATIONS SUR STRUCTURES 2D AXISYMETRIQUES**

I INTRODUCTION .....	85
II EPROUVETTES ET DISPOSITIF EXPERIMENTAL .....	86
II.1 Géométrie et dimensions des spécimens .....	86
II.2 Dispositif expérimental : caractéristiques et possibilités.....	86
II.2.1 Chargement et liaisons .....	87
II.2.3 Mesures post-mortem.....	88
III TYPES D'ESSAIS REALISES.....	89
III.1 Essais hors fusion : cycles thermiques laser .....	89
III.1.1 Cycle thermique laser unique sur structure mince.....	89
III.1.2 Cycles thermiques laser multiples sur structure épaisse.....	90
III.2 Essais « avec fusion » : Soudage TIG fixe sur structure épaisse .....	91
IV. SIMULATIONS NUMERIQUES – MISES EN DONNEES .....	91
IV.1 Cas des tests sans fusion : Cycle Thermique laser (disque mince et épais).....	91
IV.1.1 Maillage.....	91
IV.1.2 Modélisation thermique.....	92
IV.1.3 Modélisation mécanique.....	94
IV.2 Cas des tests avec fusion : Cycle thermique : Soudage TIG.....	95
IV.2.1 Maillage.....	95
IV.2.2 Modélisation thermique.....	95
IV.2.3 Modélisation mécanique.....	97
V ANALYSES COMPARATIVES CALCUL-EXPERIENCE.....	98
V.1 Analyse thermique .....	98
V.1.1 Disque mince sous transitoire laser unique et disque épais sous transitoires multiples.....	98
V.1.2 Disque épais – soudage TIG .....	100
V.2 Analyse mécanique .....	103
V.2.1 Déplacements et déformée finale.....	103
V.2.2 Contraintes résiduelles.....	111
VI ANALYSES PARAMÉTRIQUES .....	120
VI.1 Analyses paramétriques : Tests sans fusion.....	121
VI.1.1 Cas du disque mince.....	122
VI.1.2 Cas du disque épais .....	125
VI.2 Analyses paramétriques : Tests avec fusion .....	127
VI.2.1 Affinement de la modélisation de l'apport de chaleur.....	127
VI.2.2 Comparaison des calculs élastoviscoplastiques et viscoplastiques .....	129
VII RESUME ET CONCLUSION.....	131

## I INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous étudions à l'échelle de la structure les phénomènes thermo-(métallo)-mécaniques intervenant dans la ZAT lors du soudage TIG sur acier 316L. Contrairement aux études menées dans le chapitre précédent, qui s'appuyaient sur des tests unidimensionnels pour lesquels la zone d'étude présentait un caractère homogène (en température, et en contrainte), avec une température imposée parfaitement maîtrisée, les tests considérés ici mettent en jeu des gradients spatiaux de températures et de contraintes.

L'objectif du programme d'essais et de simulation sur structures mis en œuvre dans cette partie est de juger de l'aptitude de la simulation numérique à prédire contraintes résiduelles et distorsions résultant du soudage, tout en restant dans un cas simple. La sensibilité des résultats numériques à différents paramètres ou hypothèses adoptées dans le calcul (données matériau, loi de comportement, modélisation de l'apport de chaleur) est également étudiée.

Afin de réaliser cet objectif, 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, une structure simple, facilement modélisable par éléments finis, doit être considérée. Pour cette raison, les structures choisies sont des disques, de dimensions réduites. Le chargement thermique, purement thermique, appliqué au centre du disque, est axisymétrique et coaxial à la structure. Alors qu'un véritable procédé de soudage implique une source mobile, et conduit à des analyses numériques 3D, qui requièrent de larges capacités mémoire et des temps CPU très longs, ces expériences autorisent des analyses 2D-axisymétriques.

Deux types de chargements thermiques sont considérés, qui correspondent à deux « niveaux de difficulté » :

- 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.

La réalisation de ces cas tests nécessite un dispositif d'essais qui fournisse suffisamment de données expérimentales. Nous utilisons donc un dispositif spécifique d'essai sur structure, qui permet l'acquisition d'un grand nombre de données en cours de chargement thermique. Des mesures sont également pratiquées après retour à température ambiante.

Les simulations numériques sont effectuées avec le logiciel *code\_Aster*, d'EDF. Les données utilisées dans la simulation numérique sont celles issues de la caractérisation du matériau présentée dans le chapitre précédent.

Nous rappelons tout d'abord dans la première partie de ce chapitre les caractéristiques du dispositif expérimental utilisé. Les tests réalisés sont ensuite décrits en détails, puis les hypothèses et paramètres adoptés pour les simulations numériques sont récapitulés. Les résultats expérimentaux et numériques sont ensuite confrontés, puis analysés. Enfin, la dernière partie de ce chapitre concerne les résultats d'études paramétriques réalisées sur ces cas tests avec le *code\_Aster*, afin de peser l'influence relative des différents phénomènes et paramètres intervenant dans le calcul.

## II EPROUVETTES ET DISPOSITIF EXPERIMENTAL

### II.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, dont les caractéristiques et la composition chimique ont été présentées au chapitre 2, II.1. Il s'agit donc du matériau qui a fait l'objet de la caractérisation thermomécanique.

Toutefois, certains disques épais ont été usinés dans un 316L provenant d'une autre origine (316L (2)). Il s'agit des disques soudés par TIG (cf. III.2), 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 3.1 : comparaison des compositions chimiques des deux 316L utilisés

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

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

Aucun traitement thermique (de type recuit ou autre) n'a été appliqué aux disques avant essais.

### II.2 DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL : CARACTÉRISTIQUES ET POSSIBILITÉS

Pour réaliser les essais, nous réutilisons un dispositif spécifique d'essais sur structure, relativement riche et fiable, représenté sur la figure 3.1. Ce dispositif a été mis au point au laboratoire URG-Structures, sous sa forme initiale, lors de la thèse de N. Cavallo ([BLA.97], [CAV.98]). Diverses améliorations ont été successivement apportées au cours des thèses de S. Petit ([PET.00]) et Y. Vincent ([VIN.00a], [VIN.01]). Nous présentons ici les caractéristiques et les possibilités actuelles de ce dispositif, qui a déjà servi à faire de fructueuses investigations sur l'acier de cuve 16MND5 au cours des thèses précitées ([VIN.99a et b], [CAN.99], [PRO.00], [DEP.02a]).

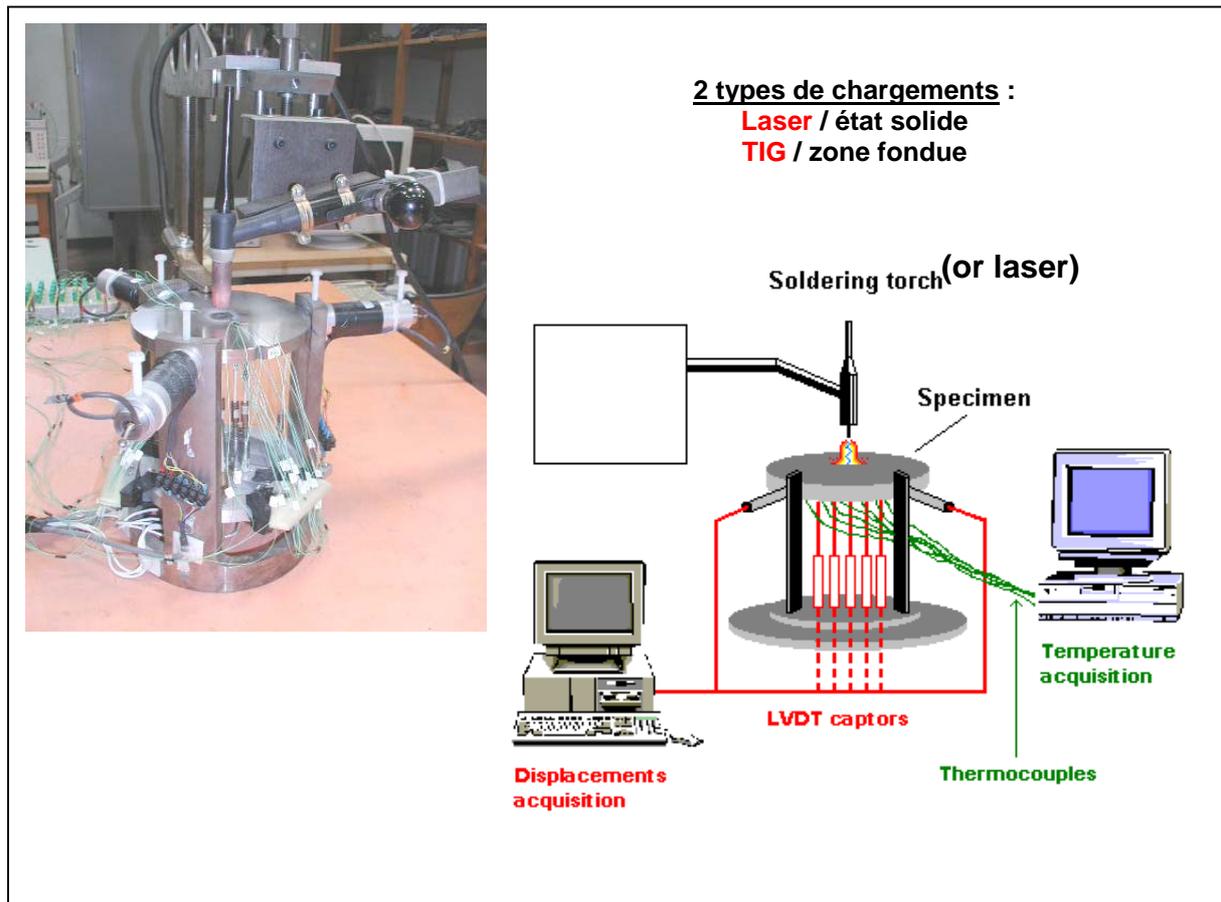


Figure 3.1 : dispositif expérimental et mesures réalisées

## 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.2.2.1 TEMPÉRATURES

Les mesures de températures se font par l'intermédiaire de thermocouples de type K (Chromel-Alumel), de diamètre 78  $\mu\text{m}$ . 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.2.2.2 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  $120^\circ$  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.2.3 Mesures post-mortem

### II.2.3.1 DÉFORMÉE RÉSIDUELLE

Des mesures de déformées résiduelles des deux faces (supérieure et inférieure) des disques ont été pratiquées par palpeur au laboratoire de métrologie de l'INSA de Lyon. Le profil du disque est donc obtenu selon un diamètre. La symétrie de la déformée peut donc également être vérifiée.

### II.2.3.2 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. La connaissance des déplacements conduit à une détermination des déformations résiduelles sur la surface de l'échantillon par les équations de la Mécanique des Milieux Continus ([MGU.96]).

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

### II.2.3.3 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 (c'est à dire à l'endroit où la contrainte devrait être nulle) se stabilise autour de zéro. Les incertitudes sont de l'ordre de plus ou moins 40MPa sur la valeur de contraintes mesurées ([TOD.00]).

#### II.2.3.4 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 centimètre 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. Cependant la production de neutron nécessite un réacteur nucléaire. Ces mesures ont donc été effectuées à l'Institut Laue et Langevin, à Grenoble, en collaboration avec le Dr. Thilo Pirling. Pour ces mesures, un diffractomètre 2 axes, de haute résolution, a été utilisé. Le principe et la réalisation de ce type de mesure est détaillé dans l'Annexe 3.

#### II.2.3.5 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.

### III TYPES D'ESSAIS REALISES

Plusieurs types d'essais sont considérés, qui diffèrent par le type de structure étudiée (mince ou épaisse), et par le type de sollicitation thermique appliquée (avec ou sans création d'une zone fondue).

#### III.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 (voir IV.1.2.2). Deux types d'essais sont alors réalisés.

##### III.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 3.2 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 3.2 : Disque mince sous chargement unique : spécificité du chargement

### III.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 3.3.

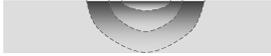
1 <sup>st</sup> Cycle (durée 140s)	Centre Sup Tmax Centre Inf Tmax	1010°C 770°C	Chauffage laser (3 cycles) ep. 15 mm 
2 <sup>nd</sup> cycle (durée 80s)	Centre Sup Tmax Centre Inf Tmax	865°C 645°C	
3 <sup>rd</sup> cycle (durée 40s)	Centre Sup Tmax Centre Inf Tmax	650°C 450°C	

Tableau 3.3 : Disque épais sous chargement multiple

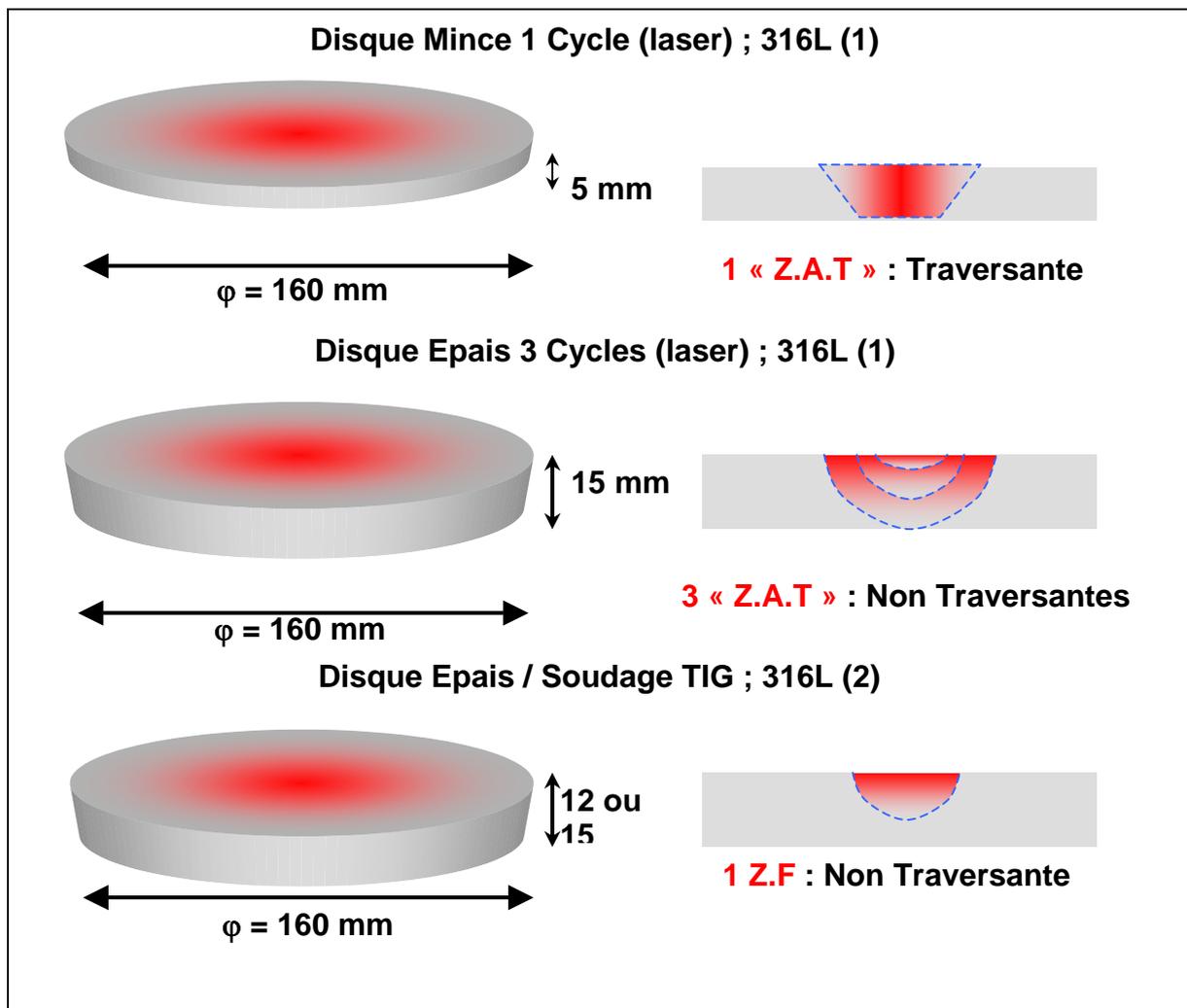


Figure 3.2 : Types d'essais réalisés

## III.2 ESSAIS « AVEC FUSION » : SOUDAGE TIG FIXE SUR STRUCTURE ÉPAISSE

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, nous procédons 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.

*Remarque* : ces essais ont été effectués sur des disques usinés dans un 316L de composition et d'histoire légèrement différentes de celles du 316L qui a fait l'objet de la caractérisation mécanique, présentée dans le chapitre 2 –316L(2), tableau 3.1.

Ces essais ont été réalisés en collaboration avec l'IUT B de Villeurbanne, en utilisant leur poste de soudage. Le générateur TIG Polynertal est utilisé en courant continu, gamme A, polarité directe. Les paramètres de soudage, ainsi que les spécificités du chargement thermique sont données dans le tableau 3.4.

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

Tableau 3.4 : Disques épais / soudage TIG

## IV. SIMULATIONS NUMERIQUES – MISES EN DONNEES

### IV.1 CAS DES 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 3.3).

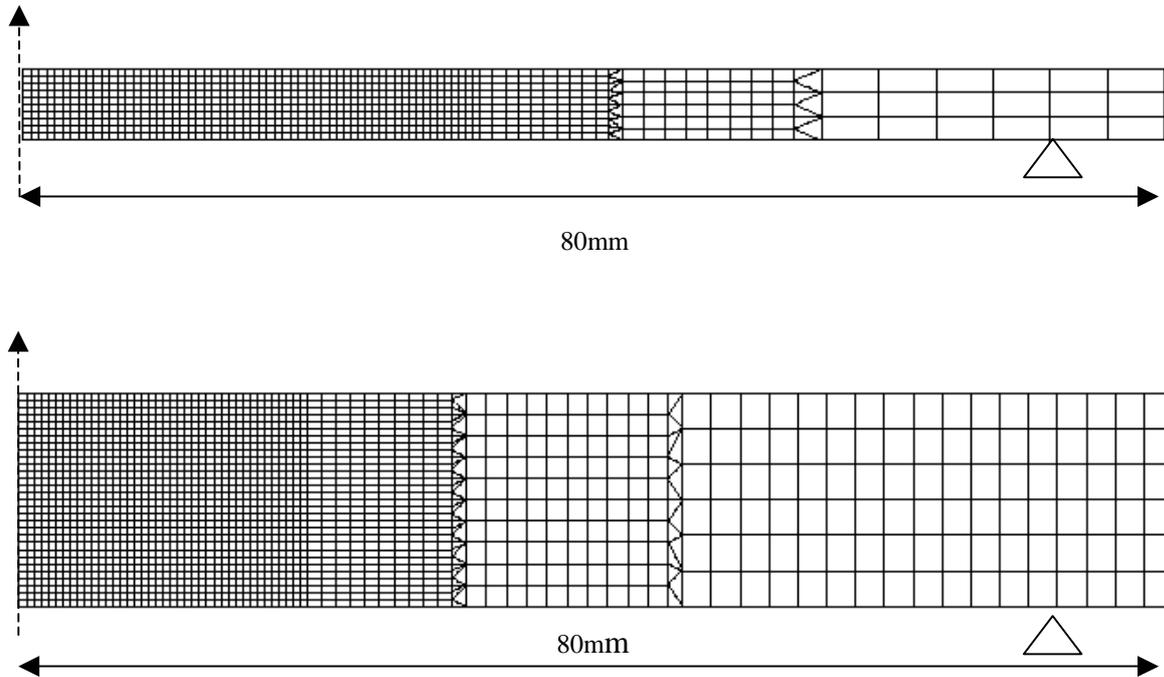


Figure 3.3: maillage des disques minces et épais

	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 3.5 : 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 (cf. chapitre 1, IV.2.1.5). 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  $W/(m \cdot ^\circ C)$ ), la chaleur spécifique  $C_p$  (en  $J/(kg \cdot ^\circ C)$ ) et la densité  $\rho$  (en  $kg/m^3$ ) du 316L en fonction de la température. L'enthalpie  $H$  à une température donnée  $T$  est calculée comme l'intégrale, de  $20^\circ C$  à  $T$ , de la chaleur massique (formule I.11, chapitre 1):

En outre, une recherche bibliographique a été menée afin de confronter les valeurs des paramètres thermophysiques du 316L, issues de différentes sources : il s'agit de données du RCCMR, et de données issues de bases de données EDF-CEA (voir fig. 3.4.a et b). La concordance entre toutes ces données est excellente.

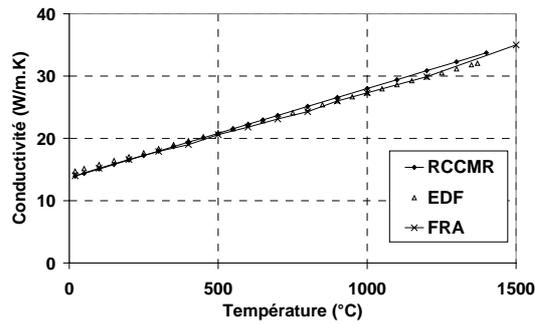


Fig. 3.4.a

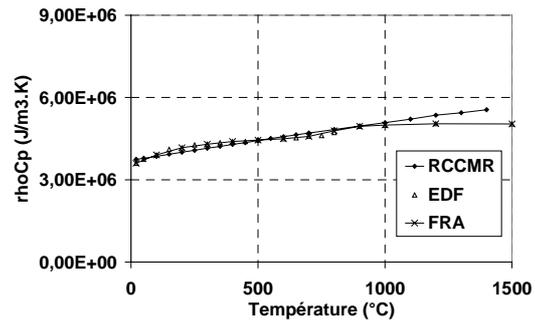


Fig. 3.4.b

Figure 3.4: 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>
<b><math>\lambda</math> (W/m.K)</b>	14	15,2	16,6	17,9	19	20,6
<b><math>\rho</math> (Kg/m3)</b>	8000	7970	7940	7890	7850	7800
<b><math>C_p</math> (J/Kg.K)</b>	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>
<b><math>\lambda</math> (W/m.K)</b>	21,8	23,1	24,3	26	27,3	29,9
<b><math>\rho</math> (Kg/m3)</b>	7750	7700	7660	7610	7570	7450
<b><math>C_p</math> (J/Kg.K)</b>	580	595	625	650	660	677

Tableau 3.6 : 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 selon la formule 1.13. Le coefficient d'échanges convectifs  $H$  est pris égal à  $5W/m^{\circ}C$  pour les faces inférieures et latérales, et à  $15W/m^{\circ}C$  pour la face supérieure (sur laquelle il y a le motif de corrélation d'image) hors zone affectée par laser. L'émissivité de la paroi est prise égale à 0,75.

Au refroidissement, toutes les faces échangent la chaleur avec l'extérieur par rayonnement et convection. L'émissivité est prise égale à 0,75, le coefficient d'échange convectif est pris égal à  $15W/m^{\circ}C$  pour toutes les faces.

**Remarque** : En réalité, la valeur prise pour les coefficients d'échange a peu d'influence sur les résultats au chauffage par rapport au flux laser qui influence de façon déterminante l'évolution du champ de température.

Le flux de chaleur imposé est issu des résultats de la méthode inverse de conduction de la chaleur (cf. [DEP.002b et c). Ce flux, donné par méthode inverse ([BLA.97]), est défini en fonction de l'espace et

du temps. L'allure spatiale du flux à un instant donné est multimodal, avec une forme globalement gaussienne. Sur la fin du chauffage, on note une diminution de l'intensité du flux absorbé qui est la conséquence des pertes de propriétés d'absorption du motif de la face supérieure. Enfin, on note sur les courbes obtenues par méthode inverse une oscillation temporelle du flux, pour un rayon donné. Cette oscillation n'est pas forcément représentative de la réalité physique, mais elle est la conséquence de l'instabilité de la méthode inverse, sensible au bruit de mesure des thermocouples. 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. 3.5 dans le cas du disque mince (1 tir) et épais (3 tirs).

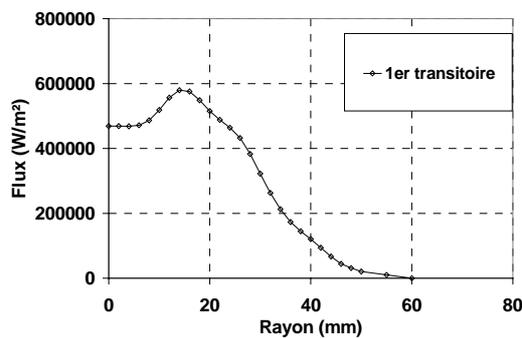


Figure 3.5.a : flux absorbé dans le cas du disque mince

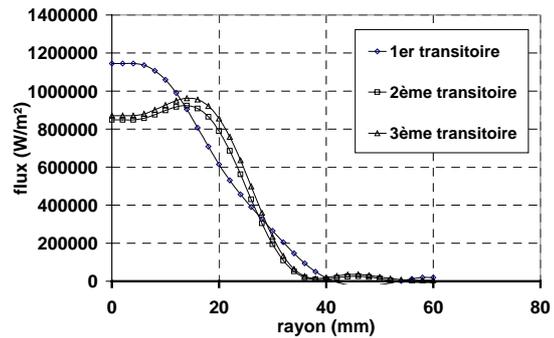


Figure 3.5.b : flux absorbé dans le cas du disque épais (3 tirs)

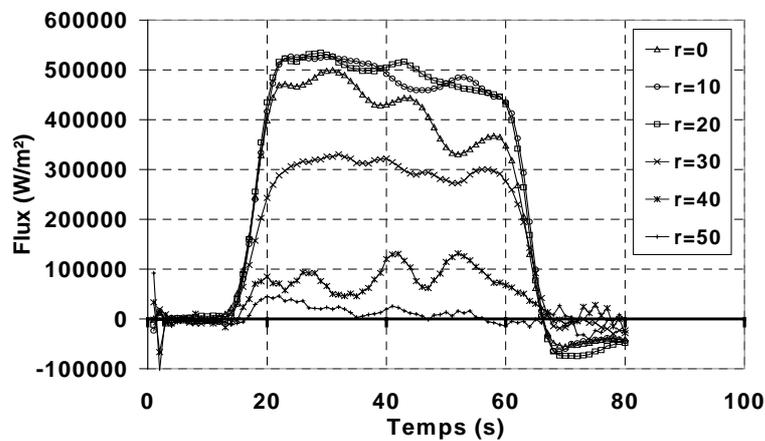


Figure 3.5.c : variation temporelle du flux absorbé (disque mince) pour différentes distances par rapport au centre du disque

### 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 (équations 1.74 à 1.76), implantée dans le *code\_Aster*, présenté au chapitre 1, V.3.5.3. On rappelle que la viscosité est prise en compte à partir de 500°C (chapitre 2, V.1.5.2.1).

#### IV.1.3.2 PARAMÈTRES THERMO-MÉCANIQUES

Les paramètres élasto-plastiques et viscoplastiques intervenant dans la simulation sont ceux issus de la caractérisation du matériau présentée dans le chapitre 2. Etant donné que les disques n'ont subi aucun cycle thermique préliminaire, il s'agit des paramètres identifiés d'après les essais sur éprouvettes n'ayant pas subi de dilatométrie libre préalable.

Pour les températures inférieures à 500°C, la viscosité  $\eta$  est égale à zéro, c'est à dire qu'on considère le matériau 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. 3.3 et tableau 3.5).

### IV.2.2 Modélisation thermique

#### IV.2.2.1 PARAMÈTRES THERMOPHYSIQUES

Jusqu'à 1200°C, les paramètres thermophysiques utilisés sont indiqués dans le tableau 3.6. Ceux-ci sont interpolés linéairement jusqu'à la température de fusion. Selon les sources bibliographiques, les valeurs de température de fusion pour l'acier 316L ainsi que la chaleur latente de fusion varient quelque peu. A titre d'exemple, 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	$2,47. 10^5$	$1,7784. 10^9$
[BRI.98]	1340-1390°C	$2,60. 10^5$	
[LAC.90]	1450-1500°C	$2,738. 10^5$	$1,971. 10^9$
[DUP.94]	1370-1425°C		$1,7982. 10^9$
[TIS.98]	1400-1500°C	$2,70. 10^5$	$2,02. 10^9$
[DES.01]	1450-1500°C		$1,8. 10^9$

Tableau 3.7 : intervalle de fusion et chaleur latente

Nous choisissons les valeurs suivantes : Fusion entre **1450 et 1500°C**, et chaleur latente de fusion de  **$1,8.10^9$  J/m<sup>3</sup>** (soit  $2,50.10^5$  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.

Nous disposons de peu de données sur l'évolution des paramètres thermophysiques après fusion. Pour la simulation numérique, 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 (cf. chapitre 1, II.3). 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. Dans notre étude, nous choisissons de doubler la conductivité après fusion.

#### IV.2.2.2 APPORT DE CHALEUR

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

Contrairement au cas des tests précédents ne faisant pas intervenir la fusion, pour lesquels l'apport de chaleur pouvait être déterminé par méthode inverse, nous nous retrouvons pour ce type de test confronté au problème de la modélisation de l'apport de chaleur.

Plusieurs types de modèles de sources (surfactive, volumiques) peuvent être envisagés (cf. chapitre 1, IV.2.3). Etant donné les configurations particulières de l'expérience, nous décidons de représenter l'apport de chaleur par une densité de flux surfactive de répartition gaussienne (equ. (1.28))

En effet, 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.

Les paramètres de la répartition gaussienne choisie, qu'il nous faut déterminer, sont donc, outre la tension et l'intensité (de 10V et 120A respectivement), le coefficient  $\sigma$  de répartition de la source d'une part, et la valeur du paramètre  $\eta$  de « rendement » d'autre part.

En ce qui concerne le coefficient de répartition, celui-ci peut être relié linéairement à la hauteur d'arc ([TIS.98]), ce qui implique une valeur  $\sigma = 1,5\text{mm}$  pour une hauteur d'arc de 4mm.

En ce qui concerne le paramètre  $\eta$ , celui-ci demeure arbitraire (il est généralement estimé entre 0,6 et 0,9 pour des conditions de soudage de ce type). Nous décidons de caler ce paramètre sur la mesure de température au centre de la face inférieure, effectuée par thermocouple. Après quelques calculs thermiques considérant plusieurs rendements, nous en déduisons la valeur optimale :  $\eta = 0,8$  soit un rendement de 80%, en accord avec la littérature (voir par exemple [HON.98]). Le flux de chaleur ainsi obtenu est donné dans le tableau 3.8 et représenté sur la figure 3.6.

<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 3.8 : 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. 3.6.b).

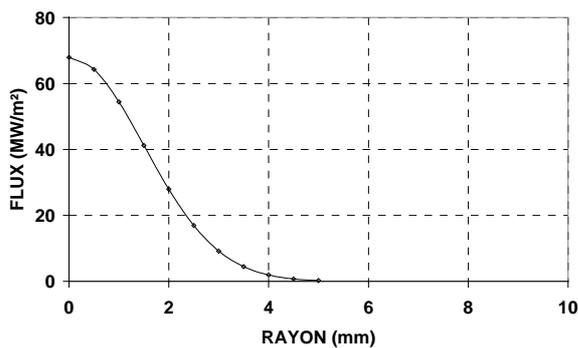


Fig. 3.6.a

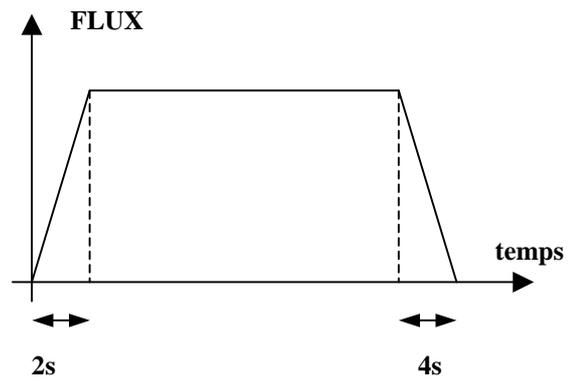


Fig. 3.6.b

Figure 3.6 : 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 recherche de la position du front de fusion en soudage fait partie des problèmes inverses à frontière mobile [RAY.88]. L'objectif de la nouvelle méthode inverse, développée par G. Blanc (CETHIL-INFLUTHERM) est d'estimer la position de la frontière de fusion-solidification de la pièce soudée, à partir de mesures de températures faites en des points éloignés de cette frontière, 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<sup>1</sup>), ainsi que le flux  $q$  qui passe à l'interface dans la partie solide. Les caractéristiques de cette méthode inverse sont données dans l'Annexe 5.

### 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). Cependant, nous devons considérer le fait que le 316L constitutif des disques soudés par TIG n'est pas le 316L dont la caractérisation a été présentée au chapitre 2. En ce qui concerne les données matériaux, nous faisons donc les hypothèses suivantes :

- Au-dessus de 500°C, les paramètres viscoplastiques utilisés dans les calculs sont ceux issus de la caractérisation (seuil d'écoulement, coefficients de viscosité, pente d'écrouissage).
- En dessous de 500°C, le matériau est considéré comme élastoplastique (non visqueux). Les paramètres matériaux adoptés (limite d'élasticité, pente d'écrouissage, module d'Young, coefficient de dilatation), sont ceux issus de la littérature (données FRA, CEA-EDF en annexe).

<sup>1</sup> La méthode inverse fait l'hypothèse d'une interface infiniment mince (ce qui n'est théoriquement valable que dans le cas d'un corps pur), sans distinguer les températures de liquidus et de solidus. Il s'agit d'une hypothèse forte, qui pose le problème du choix de la température de fusion. Dans cette étude, nous avons choisi  $T_f = T_s = 1475^\circ\text{C}$

## V ANALYSES 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 3.7 donne l'évolution des températures en fonction du temps, dans le cas du disque mince et la fig. 3.8 dans le cas du disque épais pour les trois cycles thermiques successifs. On constate que la maîtrise de la sollicitation thermique au moyen de la méthode inverse permet de retrouver par le calcul les gradients thermiques dans la pièce avec une excellente précision.

*Remarque :* En face supérieure, des oscillations sont visibles sur les mesures de températures. Ces oscillations sont la conséquence de la non parfaite axisymétrie de la tache laser, corrigée par le mouvement du plateau tournant sur lequel le disque est posé.

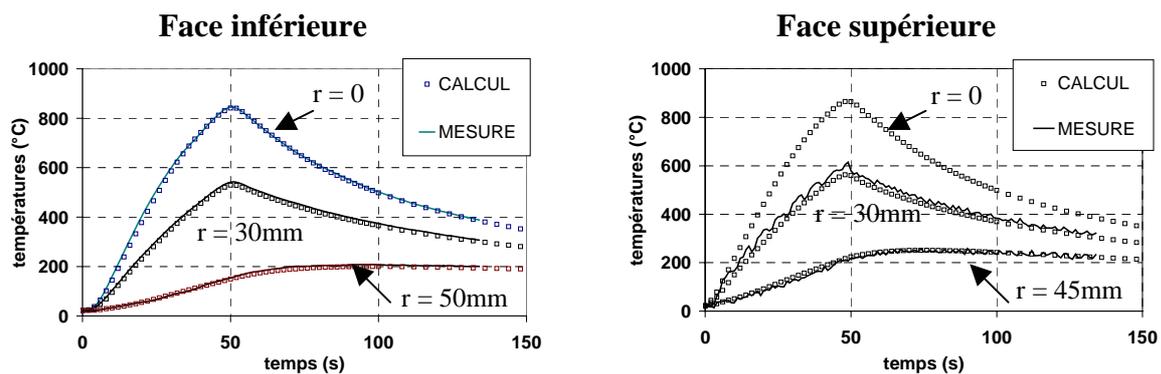


Figure 3.7 : Evolution temporelle des températures, calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures ; Disque mince sous transitoire thermique unique

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.

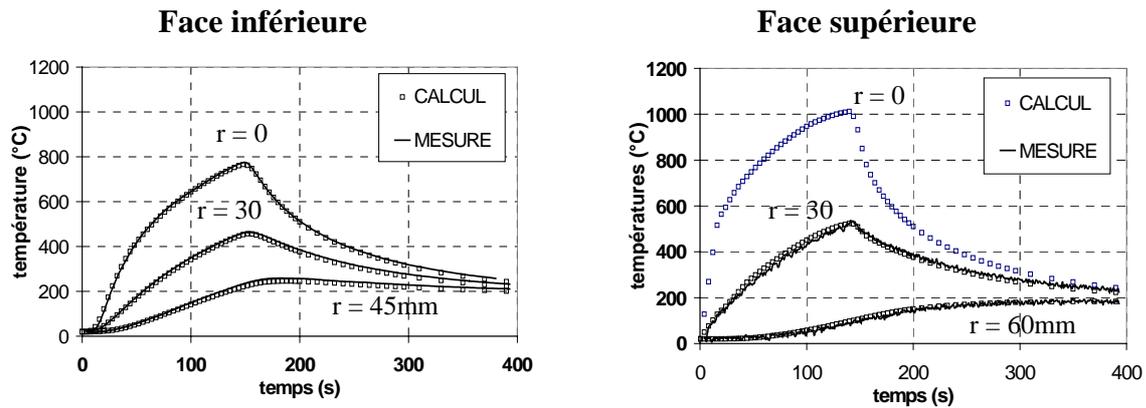


Fig. 3.8.a Premier transitoire

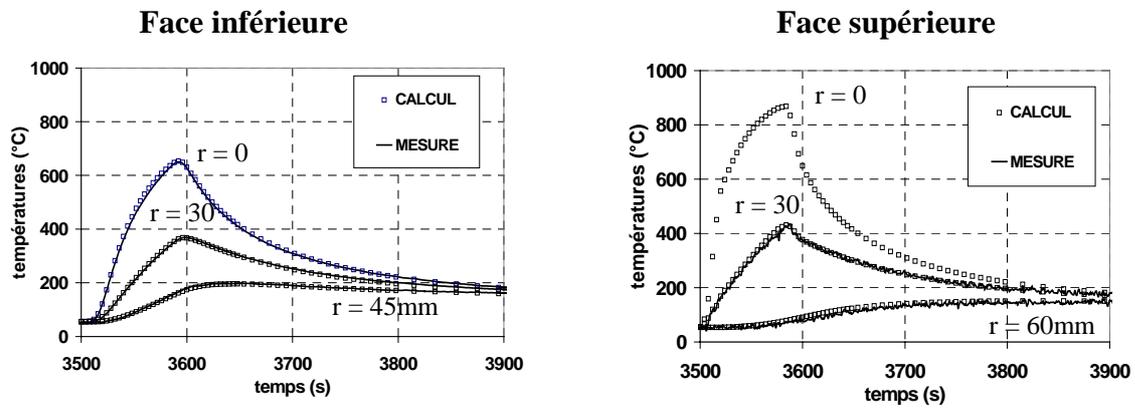


Fig. 3.8.b Second transitoire

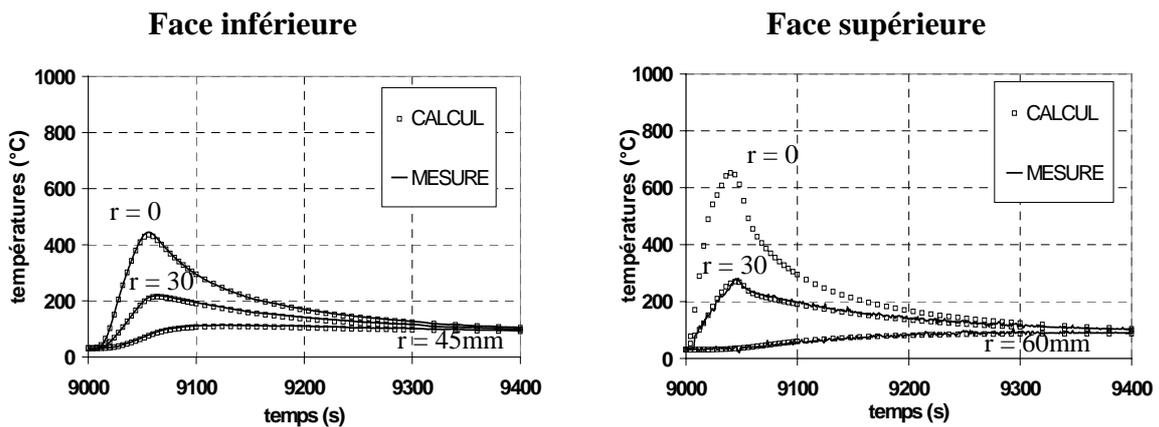


Fig. 3.8.c Troisième transitoire

Figure 3.8 : 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 3.9 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, en considérant un rendement  $\eta$  de 80% (cf. IV.2.2.2.1). On constate que le champ de température est bien reproduit par le calcul aux points de mesures, c'est à dire, relativement loin de la zone fondue. En effet, la figure 3.11, qui présente les tailles de zone fondue mesurée et calculée, pour le disque d'épaisseur 12mm (il s'agit en fait d'un relevé sur le maillage de l'isotherme à 1475°C calculée en fin de chauffage, comparée à la limite de la macrographie de la zone fondue) indique une sous estimation assez importante par le calcul de la pénétration. La non prise en compte dans le calcul des phénomènes convectifs dans le bain, liés essentiellement aux forces électromagnétiques et à l'effet Marangoni qui creusent la soudure (cf. chapitre 1, II.3) conduit à une mauvaise estimation de la zone fondue. Etant donné l'importance des gradients thermiques dans la zone centrale, les températures calculées sont probablement très éloignées des valeurs réelles à proximité immédiate de la zone fondue. En revanche, les températures situées à plus de 5mm du front de fusion sont correctement estimées.

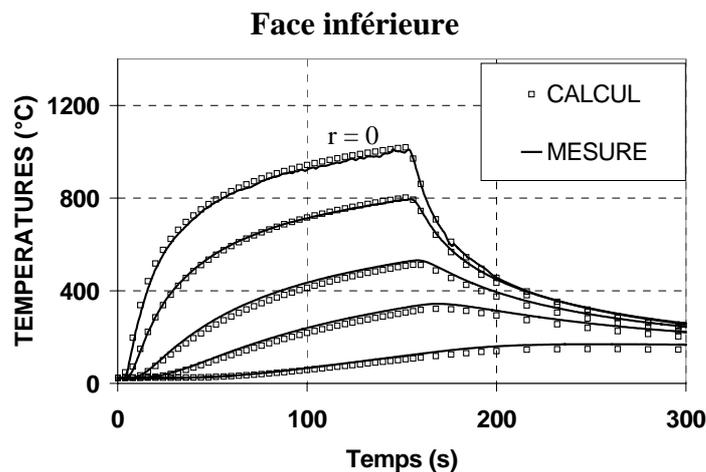


Figure 3.9 : Températures calculées et mesurées face inférieure pour différents rayons ( $r = 0, 10, 20, 30, 50\text{mm}$ ); disque ep.12 mm

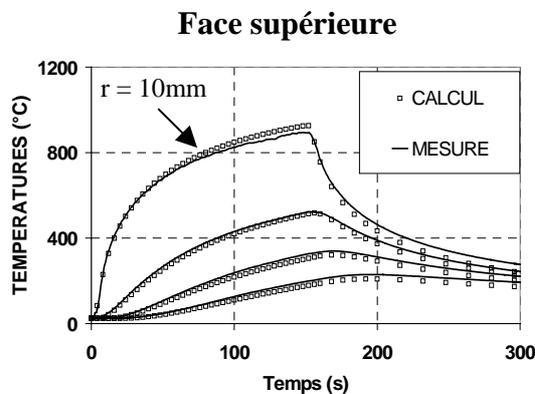


Figure 3.10 : Températures calculées et mesurées face supérieure ( $r = 10, 20, 30, 40\text{mm}$ ) ; disque ep.12 mm

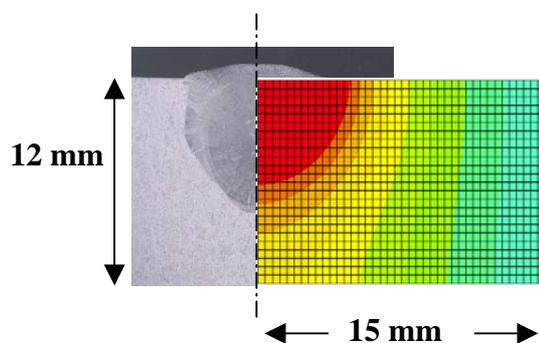


Figure 3.11: Macrographie et isothermes de températures en fin de chauffage; disque ép. 12 mm

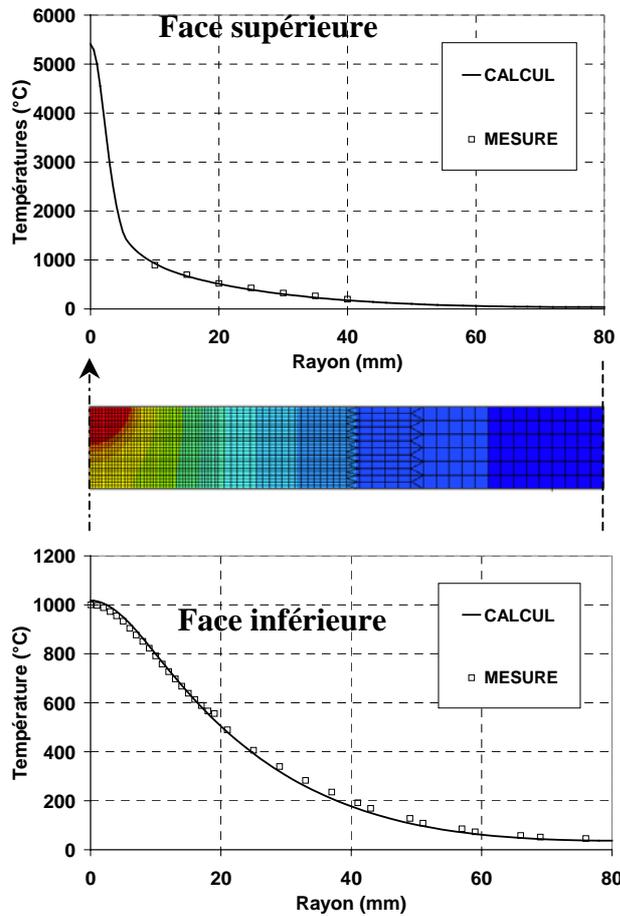


Fig. 3.12.a

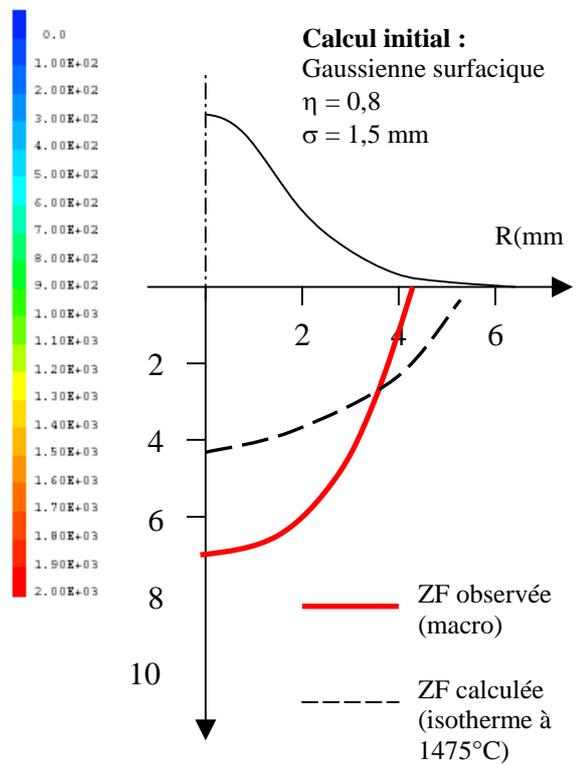


Fig. 3.12.b

Figure 3.12 : (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

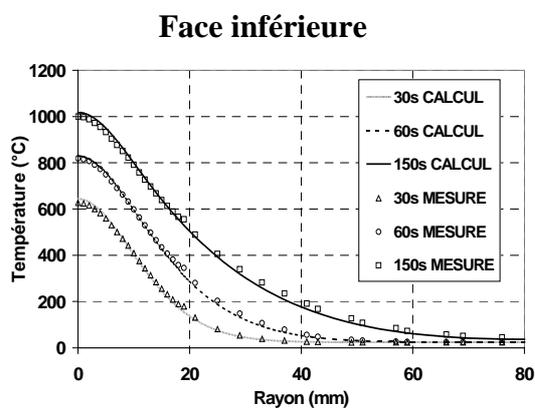


Fig. 3.13.a : Gradients spatiaux de températures en face inférieure pour différents instants

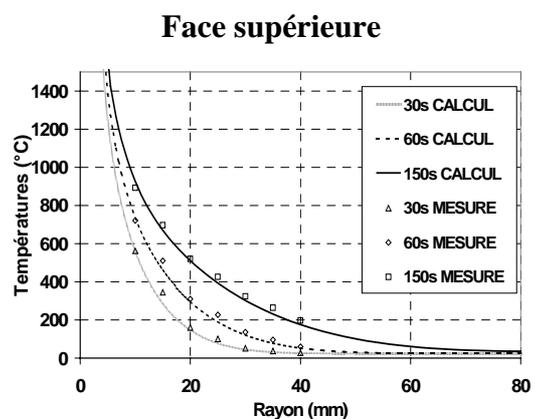


Fig. 3.13.b : Gradients spatiaux de températures en face supérieure pour différents instants

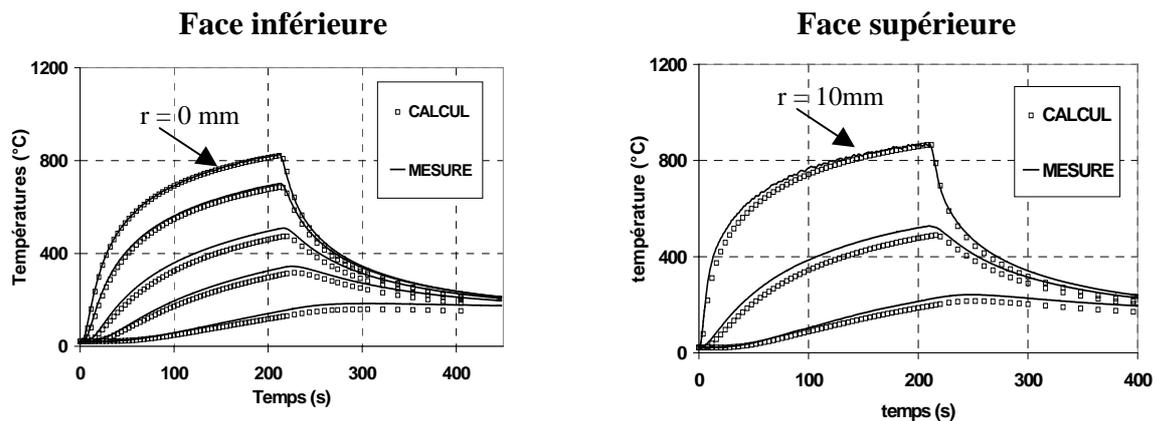


Figure 3.14 : Evolution temporelle des températures, calculées et mesurées en différents points des faces supérieures et inférieures; Disque épaisseur 15 mm

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 (7 mm dans le cas du disque d'épaisseur 12mm, cf. fig. 3.11)).

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. Ce calage a été assez rapide, avec un seul paramètre à ajuster,  $\eta$ , le paramètre de répartition géométrique de la source étant déduit de la hauteur d'arc.

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. Ce point sera discuté lors de l'analyse paramétrique. Toutefois, nous conserverons dans un premier temps ces résultats thermiques, qui semblent tout de même de bonne qualité pour l'analyse avale mécanique.

### 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 3.15 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.

Bien que la méthode inverse semble encore sous-estimer quelque peu la pénétration, celle-ci présente un gain notable de qualité par rapport au calcul qui modélise directement l'apport de chaleur.

Il faut de plus souligner le fait que les disques sont épais, et que cela est très préjudiciable pour la qualité des résultats de la méthode inverse. En effet une épaisseur de 12mm est une limite au-delà de laquelle toute détermination du front de fusion par méthode inverse serait irréalisable, étant donné la faible diffusivité du 316L.

Compte tenu de l'épaisseur des disques, les résultats de la méthode inverse peuvent donc être considérés comme satisfaisants.

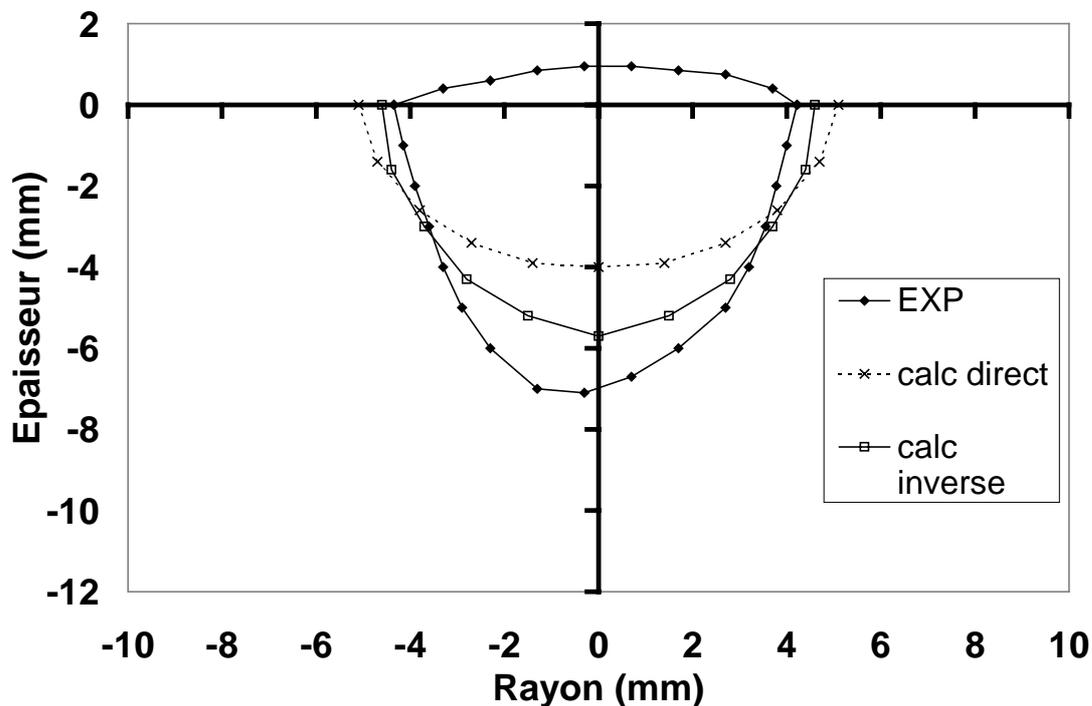


Figure 3.15 : comparaison des limites de la Zone Fondue observée sur la macrographie aux isothermes calculées à 1475°C à la fin de la phase de chauffage, dans le cas de la méthode inverse et dans le cas du calcul direct en supposant une répartition gaussienne.

## V.2 ANALYSE MÉCANIQUE

### V.2.1 Déplacements et déformée finale

#### VI.2.1.1 DISQUE MINCE SOUS TRANSITOIRE LASER UNIQUE

La figure 3.16 donne l'évolution des déplacements axiaux transitoires du disque en face inférieure, et la figure 3.17 donne la déformée finale. Le mouvement du disque en cours d'essai consiste en une montée brutale de son centre, avec un déplacement central de forte amplitude (la flèche maximale est de l'ordre de 6mm). Un important mouvement de flexion est donc généré.

- 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  $t = 10s$  environ, on constate 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.

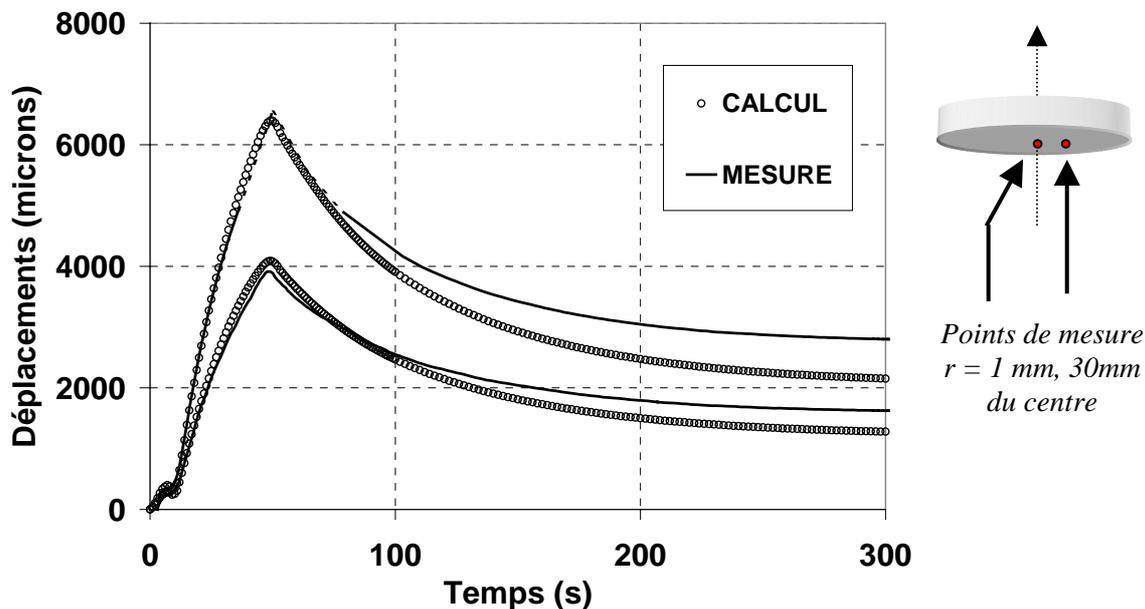


Figure 3.16 : Evolution temporelle des déplacements axiaux transitoires calculés et mesurés au centre et à 30mm du centre

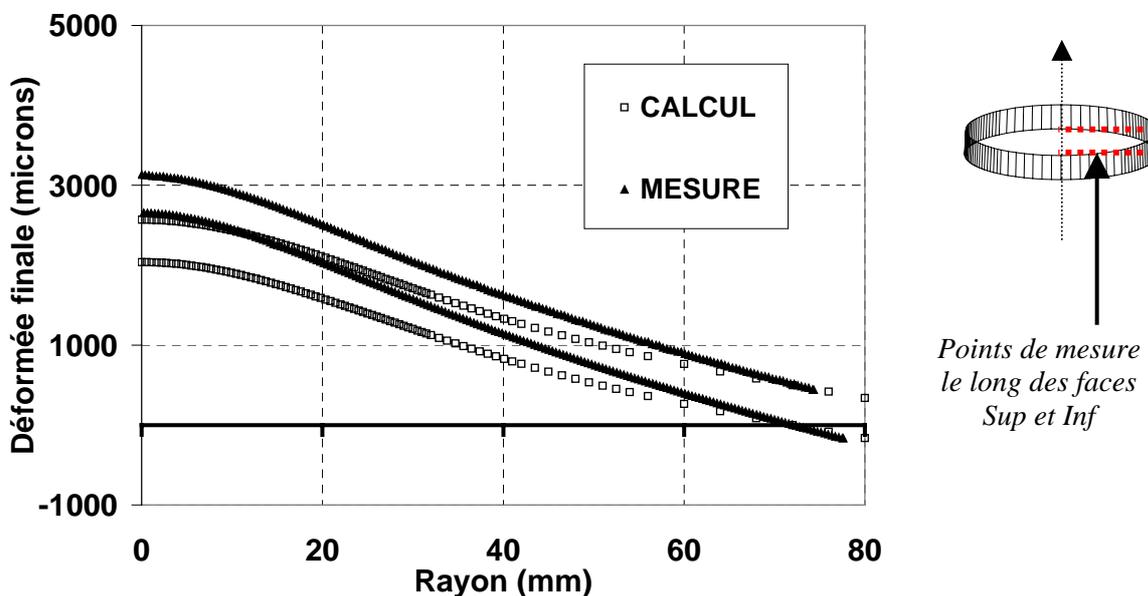


Figure 3.17 : Déformée finale calculée et mesurée (face inférieure et supérieure)

Les résultats numériques sont globalement satisfaisants, mais les déplacements transitoires au refroidissement ainsi que l'amplitude de la déformée finale sont sous-estimés. Cette différence peut s'expliquer par le fait que la montée du disque étant très rapide, avec une forte amplitude, une petite erreur sur la durée exacte du chauffage peut engendrer une différence importante de flèche maximale, et donc un décalage des courbes au refroidissement. En outre, les déplacements axiaux du disque sont pilotés par les gradients de rigidités dans l'épaisseur, qui sont fortement dépendants de l'écart de

température entre face inférieure et supérieure. Or cet écart de température est très faible. Ainsi, même si le calcul permet de retrouver avec une faible incertitude relative les températures en face inférieure et en face supérieure, l'incertitude relative sur l'écart entre ces deux températures est importante.

*Remarque* : Au centre du disque, la flèche maximale atteinte est telle que la plage de mesure maximale du capteur de déplacement axial a été dépassée (plage de +/- 2,5mm soit 5mm de course maximale). C'est pourquoi sur la figure 3.16 le déplacement central a été extrapolé (en pointillé).

Les isovaleurs de déformations principales dans le plan de la face supérieure (déformation radiale et déformation circonférentielle) obtenues par corrélation d'image numérique sont représentées sur les fig. 3.18 (a) et (b), pour une zone située au centre de la face supérieure du disque, de taille 38×38mm<sup>2</sup> environ. Ces isovaleurs font apparaître une axisymétrie relativement satisfaisante. Cependant, les valeurs numériques de déformations mesurées dans cette zone, pour un diamètre donné, indiquent des fluctuations trop importantes pour permettre une comparaison calcul-expérience satisfaisante (fig. 3.18.a et 3.18.b). Ces fluctuations des mesures de déformation sont dues à une détérioration du motif de graphite et nitrure de bore durant l'essai, qui n'a pas bien supporté le transitoire thermique, ce qui a rendu difficile l'exploitation numérique avec le logiciel de corrélation d'image. Ces mesures confortent cependant la cohérence des calculs, même si l'incertitude sur les mesures est trop grande pour qualifier les différences calcul-expérience.

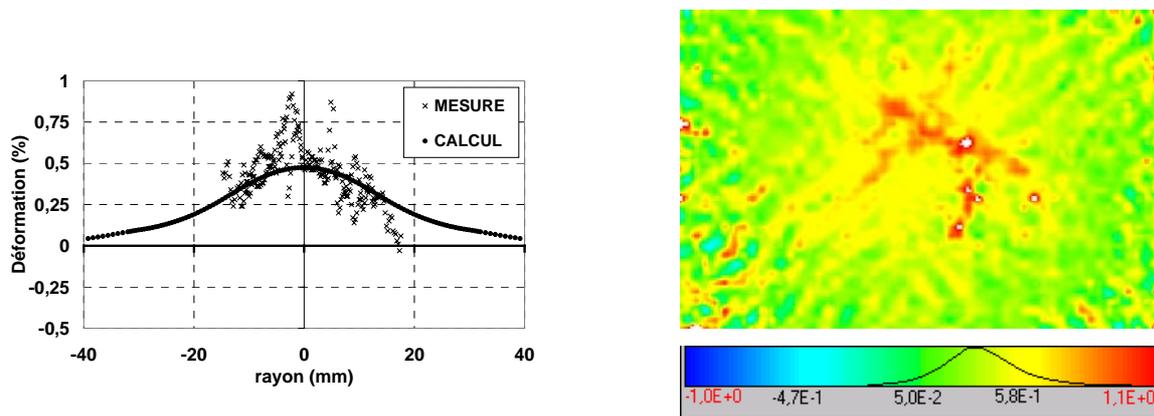


Figure 3.18 (a) : déformations résiduelles radiales (%) calculées et mesurées par corrélation d'image dans le plan de la face supérieure

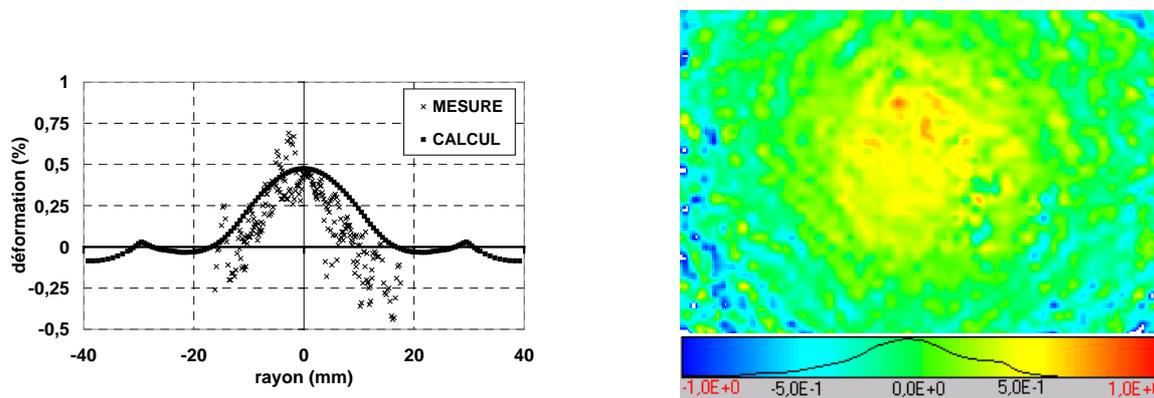


Figure 3.18 (b) : déformations résiduelles circonférentielles (%) calculées et mesurées par corrélation d'image dans le plan de la face supérieure

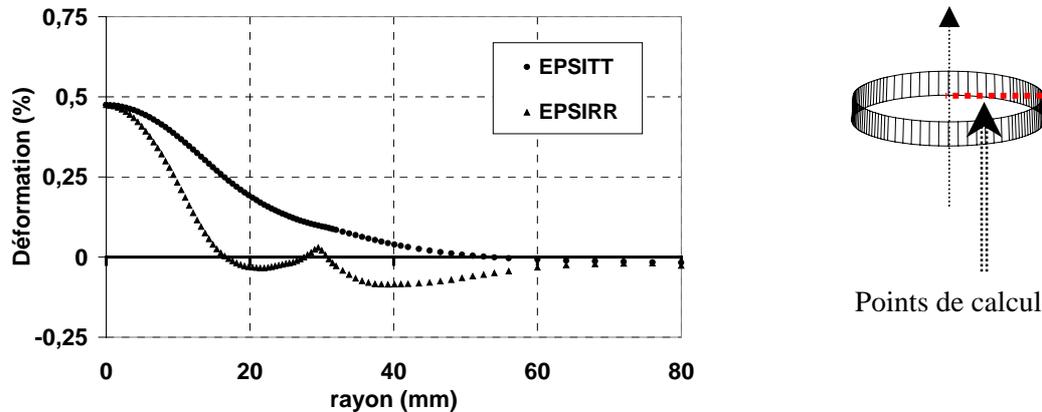


Figure 3.19 : déformations résiduelles radiales et circonférentielles (%) calculées, selon un rayon de la face supérieure

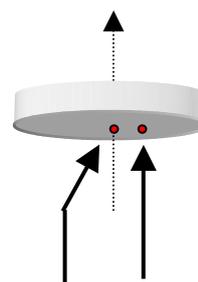
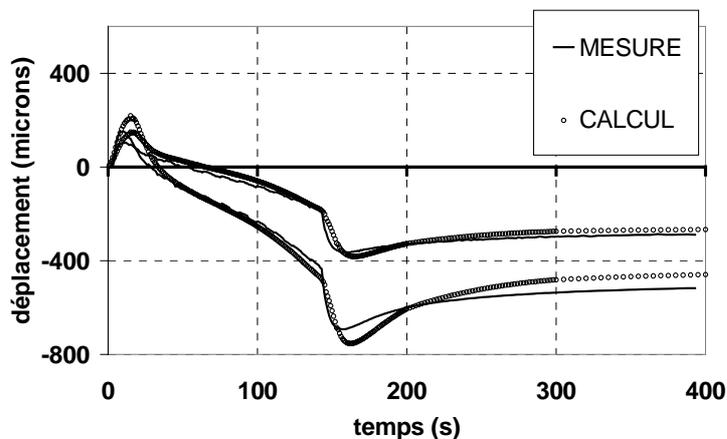
#### V.2.1.2 DISQUE ÉPAIS SOUS TRANSITOIRE LASER MULTIPLE

Les déplacements axiaux transitoires du disque pour les trois transitoires thermiques ainsi que la déformée résiduelle à la fin de chaque transitoire sont représentés sur les figures 3.20 et 3.21.

Contrairement au cas du disque mince, le mouvement structural du disque épais n'est pas essentiellement un mouvement de flexion. En effet, la figure 3.22 qui représente les déplacements axiaux calculés du centre de la face inférieure, et du centre de la face supérieure, en fonction du temps, pour le premier transitoire thermique, montre que le chauffage provoque un gonflement important de la partie centrale.

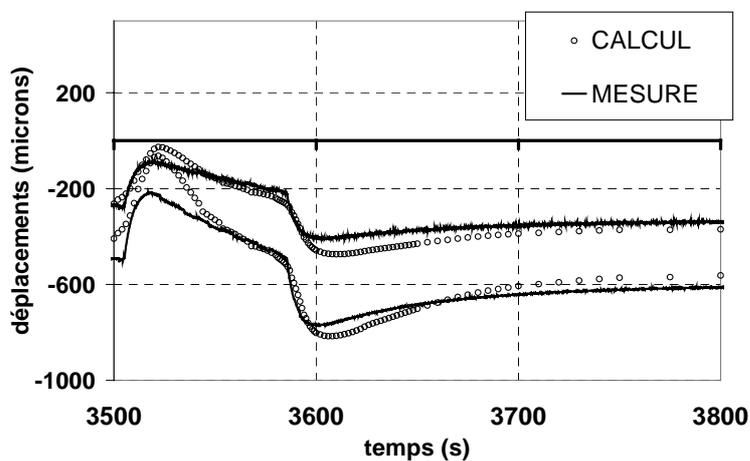
- Au début du chauffage, le disque monte légèrement étant donné que la dilatation en partie supérieure est plus forte qu'en partie inférieure.
- Puis le centre de la face supérieure plastifie, et perd sa rigidité. Le disque subit donc un affaissement, en même temps qu'un gonflement de sa partie centrale.
- 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.

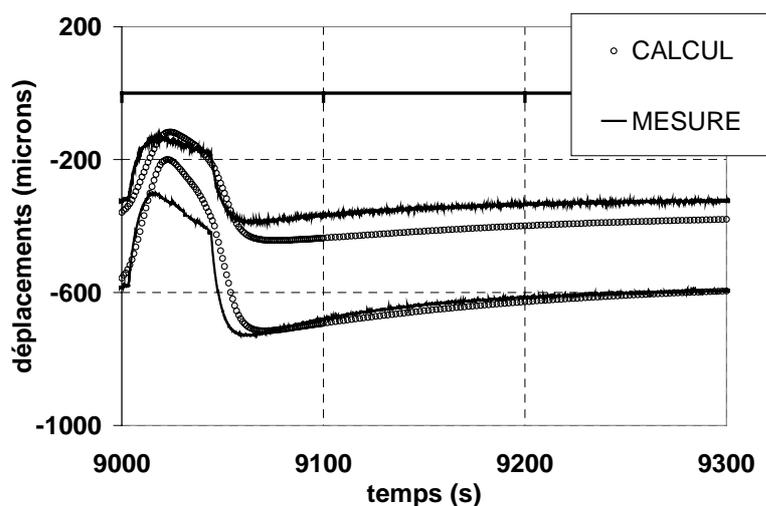


Points de mesure  
 $r = 1\text{ mm}, 30\text{ mm}$   
 du centre

**Disque ep. 15mm ;  
 Premier transitoire thermique**



**Disque ep. 15mm ;  
 Second transitoire thermique**



**Disque ep. 15mm ;  
 Troisième transitoire thermique**

Figure 3.20 : Evolution temporelle des déplacements axiaux transitoires calculés et mesurés au centre et à 30mm du centre

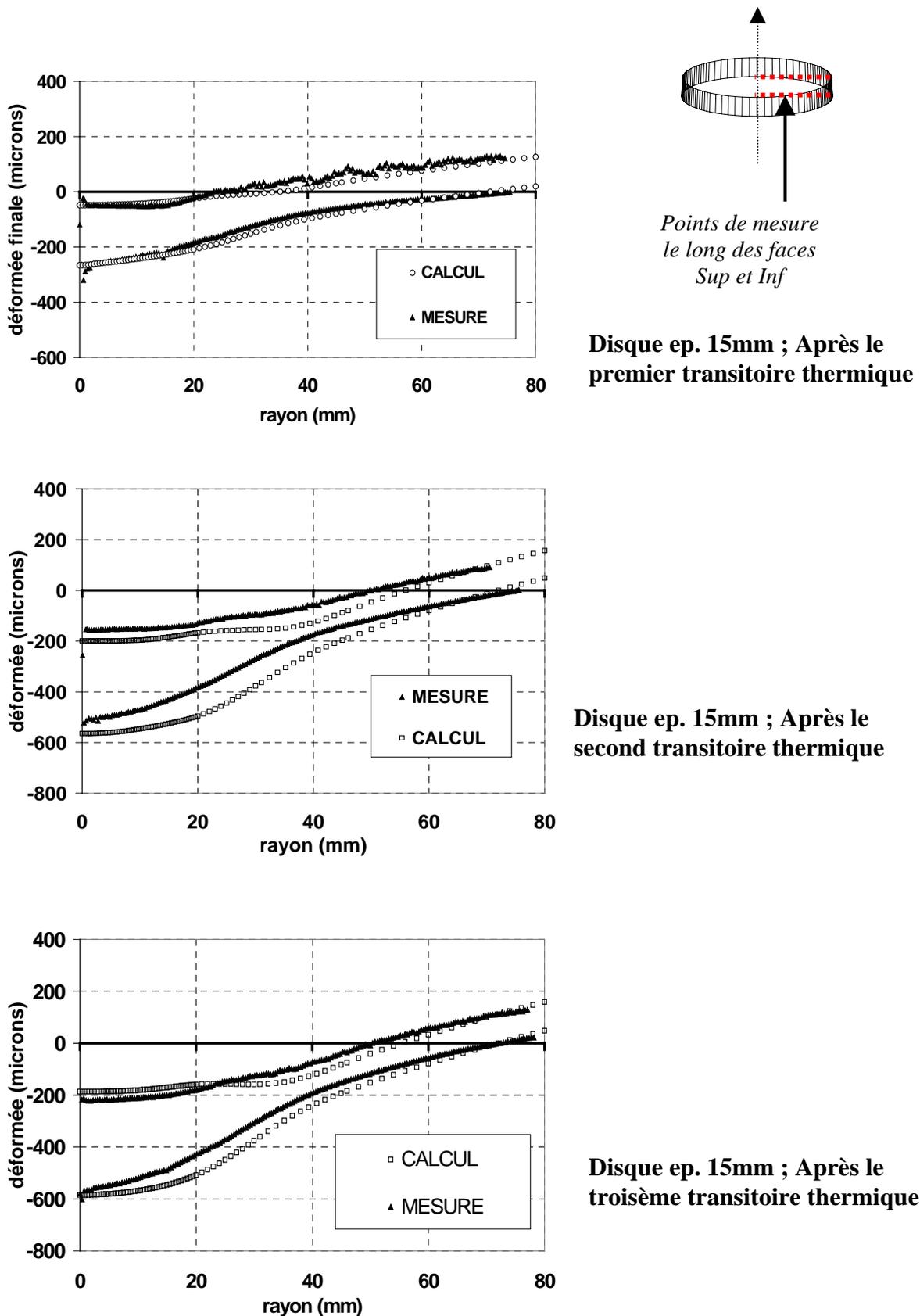


Figure 3.20 : Déformée résiduelle calculée et mesurée (face inférieure et supérieure)

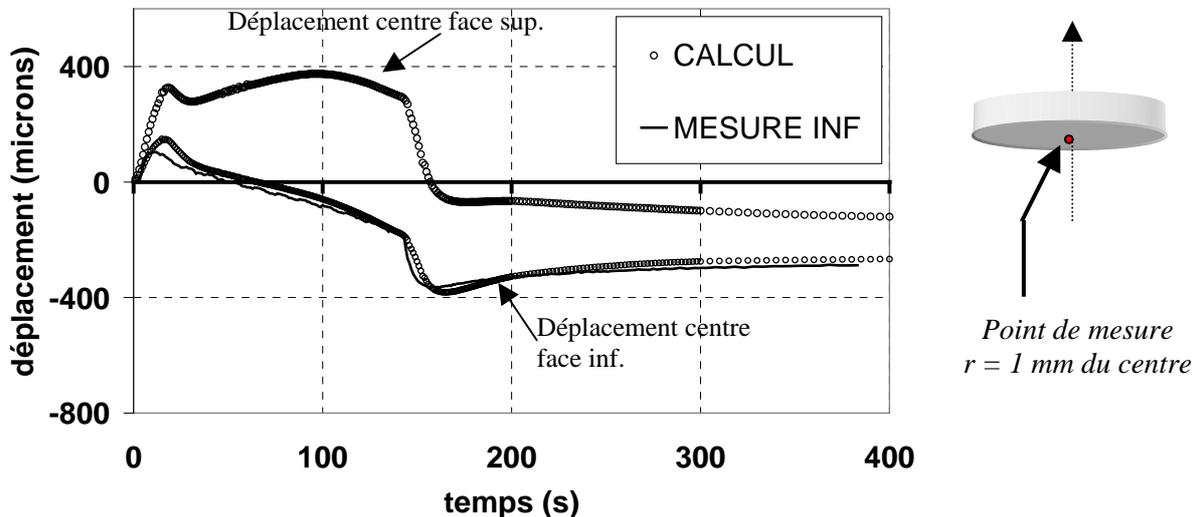


Figure 3.21 : Evolution temporelle des déplacements axiaux transitoires du centre des faces supérieure et inférieure du centre

### V.2.1.3 DISQUE ÉPAIS - SOUDAGE TIG

Les figures 3.22 à 3.25 donnent les déplacements axiaux transitoires et la déformée résiduelle, obtenus pour le disque d'épaisseur 12mm, et le disque d'épaisseur 15mm, qui présentent tous deux une zone fondue légèrement sous évaluée par le calcul thermique.

Le mouvement des disques en cours d'essai est similaire à celui des disques d'épaisseur 15mm sous transitoire thermique multiple hors fusion, pour le premier transitoire (fig. 3.20). La déformée finale présente une flèche de faible amplitude, avec un gonflement de la partie centrale, et la présence d'une sur-épaisseur centrale importante caractéristique de la présence de la zone fondue.

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.

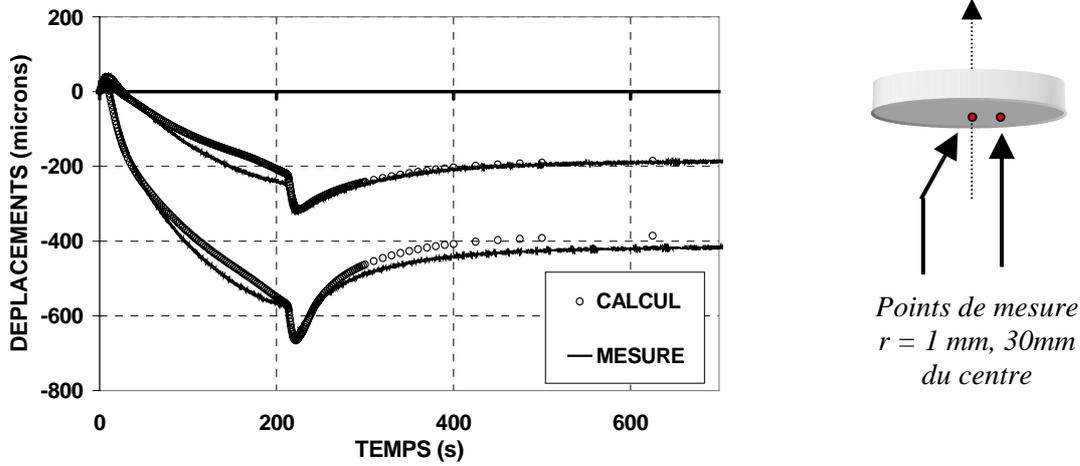


Figure 3.22 : Evolution temporelle des déplacements axiaux transitoires calculés et mesurés au centre et à 30mm du centre (disque ep. 15mm soudé par TIG)

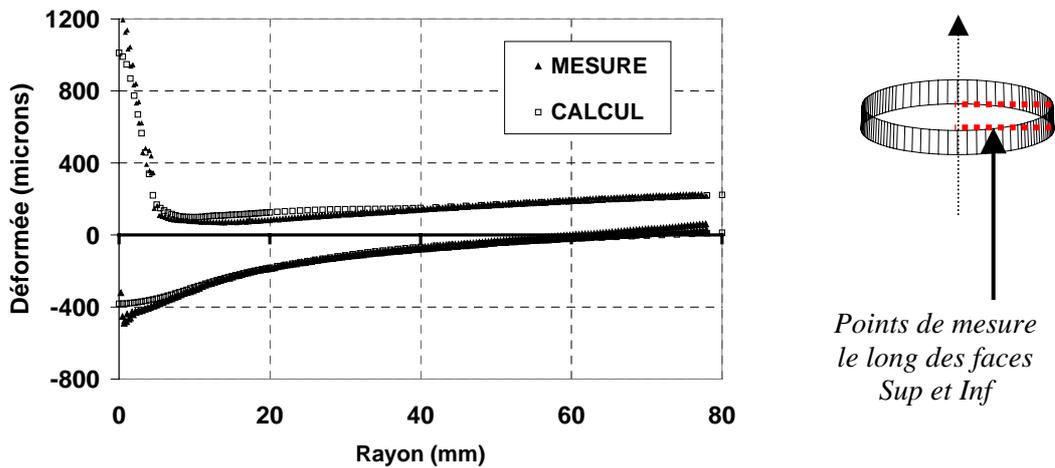


Figure 3.23 : Déformée finale calculée et mesurée (face inférieure et supérieure) (disque ep. 15mm soudé par TIG)

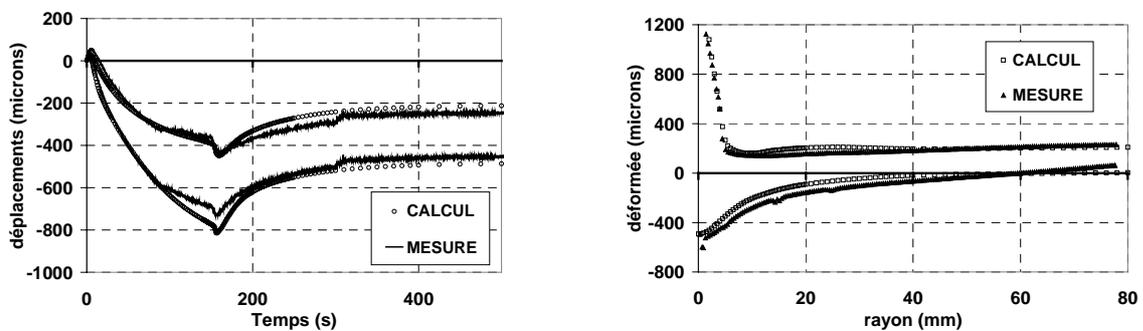


Figure 3.24 : Evolution temporelle des déplacements axiaux transitoires calculés et mesurés au centre et à 30mm du centre (disque ep. 12mm soudé par TIG)

(disque ep. 15mm soudé par TIG)

## 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 3.26 : Influence du mouvement de flexion sur la formation des contraintes

Après retour à température ambiante, la face inférieure est donc fortement tendue dans la partie centrale, alors qu'en face supérieure, la partie centrale se retrouve en compression comme le montre les figures 3.27 et 3.28 qui présentent les isovaleurs de contraintes.

La répartition des contraintes résiduelles, dans le cas du disque mince, est donc fortement dépendante des mouvements structuraux (flexion), donc de la flèche maximale atteinte par le disque au cours du transitoire thermique. Ainsi, la prévision des contraintes résiduelles par simulation numérique, pour une structure mince, apparaît comme fortement dépendante de la prévision des déplacements transitoires.

Les calculs élasto-viscoplastiques sont en assez bonne adéquation avec les mesures par diffractométrie de rayons X sur les faces inférieure et supérieure du disque (fig. 3.27 et 3.28). Au centre du disque, l'effet de la restauration visqueuse de l'écroutissage est visible sur le calcul des contraintes en face supérieure, surtout sur les contraintes circonférentielles. En effet, la restauration visqueuse de l'écroutissage dans la partie centrale a compensé l'augmentation isotrope du domaine élastique.

*Remarque* : au centre de la face inférieure du disque, où les contraintes radiales et circonférentielles doivent être égales, les mesures indiquent une différence de près de 100 MPa, ce qui montre que les incertitudes sur les mesures sont importantes.

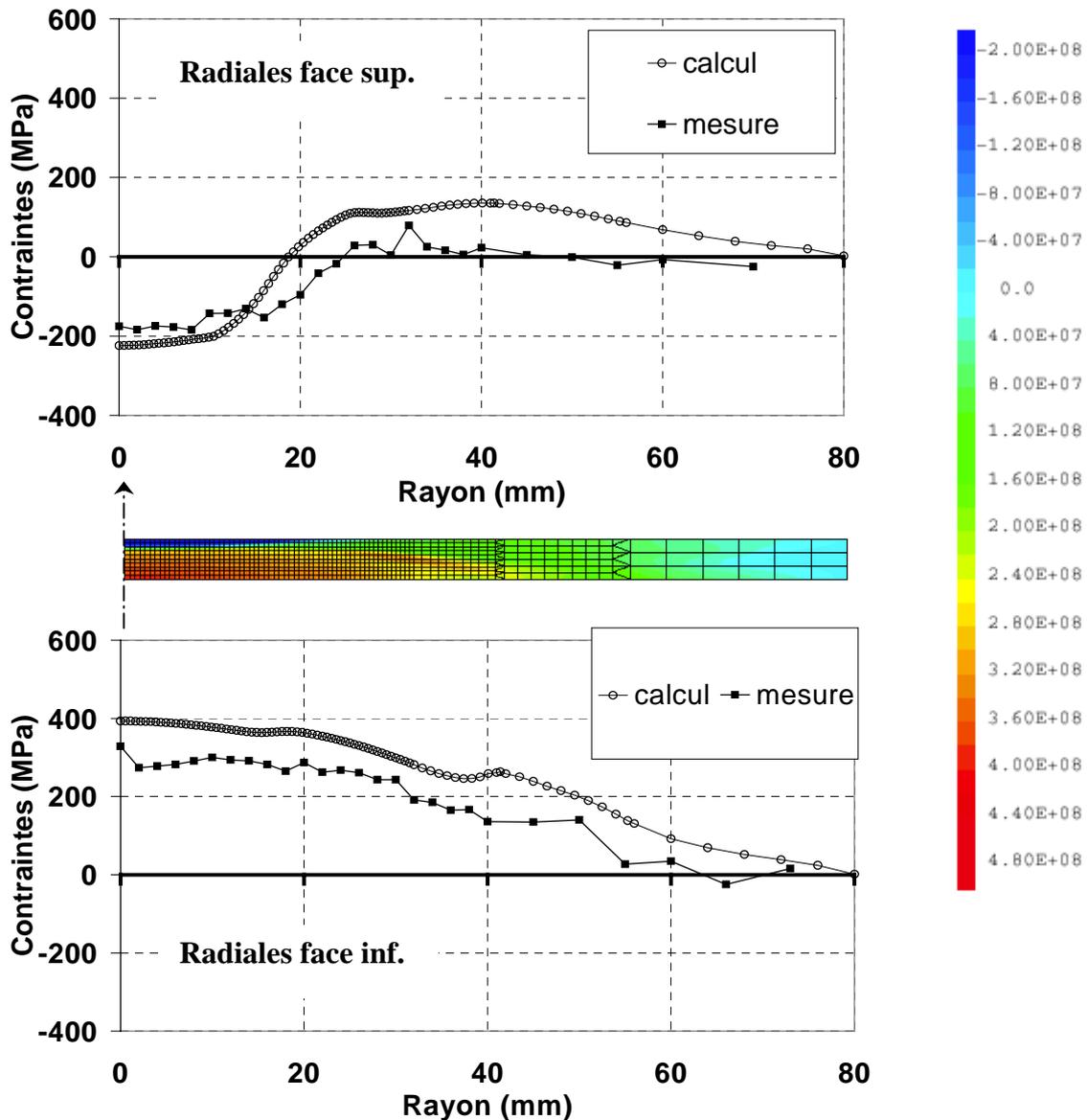


Figure 3.27 : Contraintes résiduelles radiales calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon des faces supérieure et inférieure : Disque ep. 5mm sous transitoire thermique laser unique.

Afin d'expliquer plus clairement le mécanisme de formation des contraintes résiduelles, la figure 3.29.c présente l'évolution, en fonction de la température, des contraintes calculées au centre des faces supérieures et inférieures du disque. Ces courbes contraintes-températures peuvent par ailleurs être comparées aux courbes obtenues lors des essais de type Satoh, présentées au chapitre 1.

Au centre de la face inférieure (fig. 3.29.a), au début du chauffage, une contrainte de compression se développe jusqu'à atteindre la limite élastique à la température considérée. Puis cette contrainte diminue avec l'augmentation de température. Lors du chauffage, l'écroutissage intervient en

compression. Lors de la coupure du chauffage, la contrainte change de signe, et plastifie en traction. La plastification en traction intervient donc tout au long du refroidissement, et, après retour à température ambiante, la contrainte résiduelle est au niveau de la limite élastique actuelle. Cette évolution de la contrainte en cours d'essai est tout à fait similaire à celle qui est observée lors d'un essai Satoh, et, comme lors d'un essai Satoh, la restauration visqueuse de l'écroutissage à haute température compense l'augmentation isotrope du domaine élastique, et compense donc l'augmentation des contraintes résiduelles.

Au centre de la face supérieure (fig. 3.29.b), l'évolution de la contrainte est similaire lors du début du chauffage (plastification en compression). Mais rapidement, l'effet de flexion vient contrarier cette évolution, et la contrainte passe en traction au cours du chauffage, et inversement, passe en compression lors du refroidissement. La figure 3.29.c, qui superpose les deux courbes, montre à quel point l'effet de structure perturbe l'évolution des contraintes d'origine thermique.

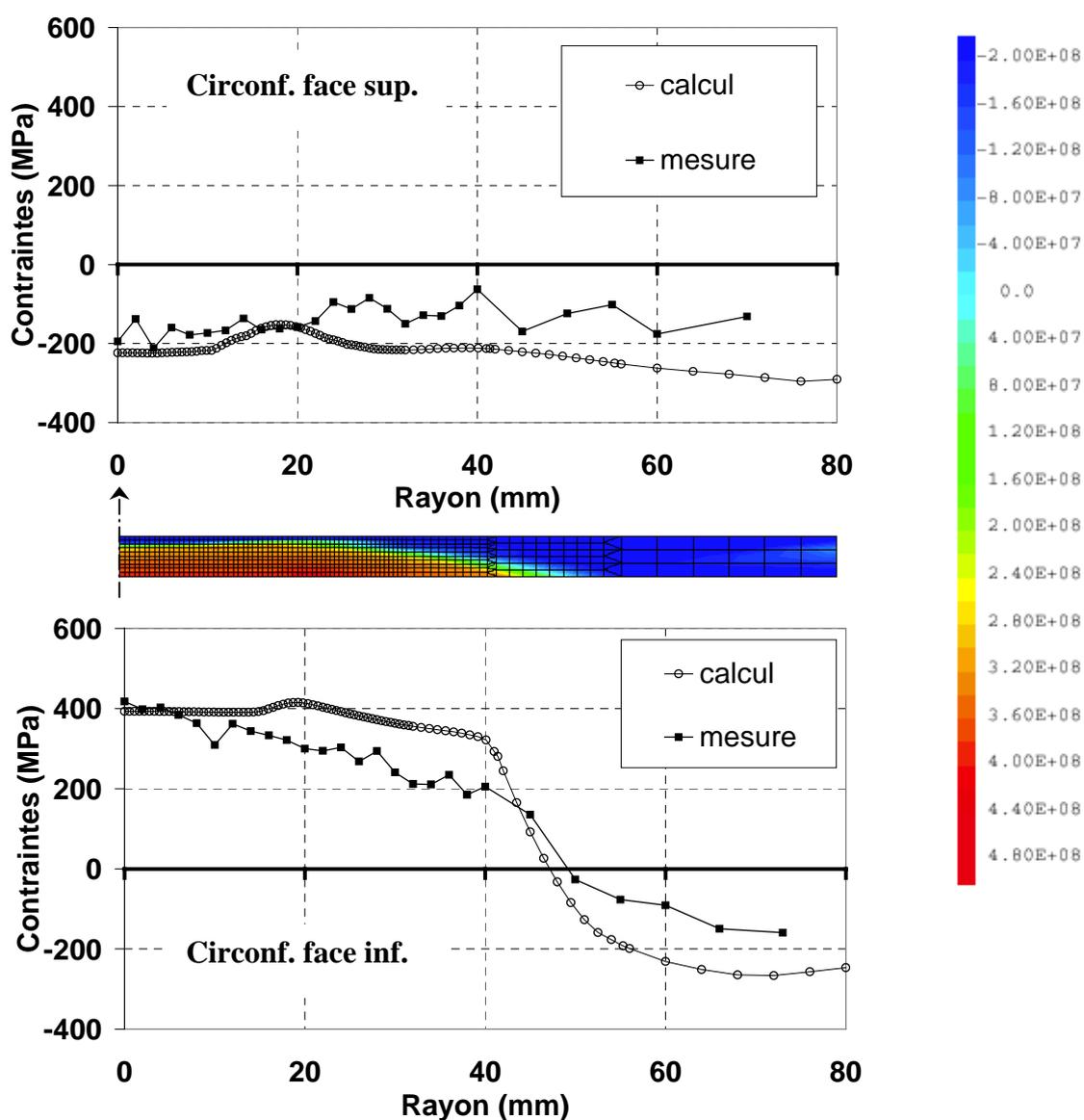


Figure 3.28 : Contraintes résiduelles tangentielle calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon des faces supérieure et inférieure : Disque ep. 5mm sous transitoire thermique laser unique.

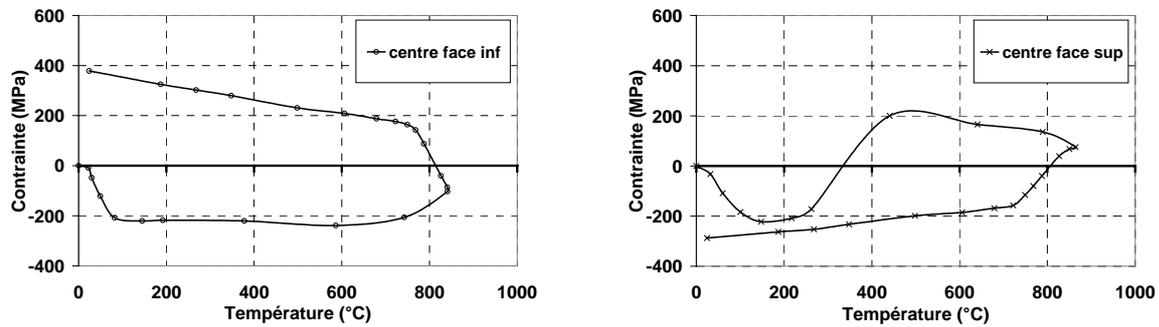


Figure 3.29.a : évolution de la contrainte en fonction du temps au centre de la face inférieure (disque ep. 5mm)  
 Figure 3.29.b : évolution de la contrainte en fonction du temps au centre de la face supérieure (disque ep. 5mm)

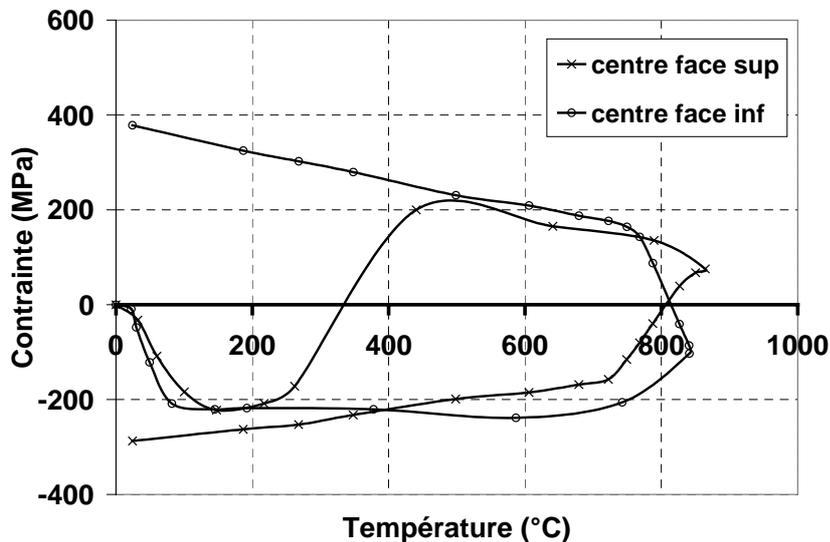


Figure 3.29.a : évolution de la contrainte en fonction du temps au centre des faces inférieure et supérieure (disque ep. 5mm)

### 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, comme le montrent les isovaleurs de contraintes résiduelles sur les figures 3.30 et 3.31. Les contraintes axiales calculées ne sont pas représentées, car celles demeurent très faibles (inférieures à 15 MPa en valeur absolue).

A l'issue du premier transitoire thermique, la répartition finale des contraintes résiduelles, est identique en face supérieure et en face inférieure, et est similaire à la répartition de contraintes résiduelles observées pour la face inférieure du disque mince. L'intensité des contraintes au centre est cependant un peu plus faible que dans le cas du disque mince. Ceci peut sans doute s'expliquer par le fait que l'écroutissage en traction du disque mince a été plus important lors du refroidissement, du fait de déformations plus importantes.

Les contraintes calculées à l'issue du premier transitoire sont très proches des valeurs issues des mesures par diffraction de rayons X. La simulation numérique apparaît donc dans le cas du disque épais comme très satisfaisante.

Après le deuxième, puis le troisième transitoire thermique, la répartition des contraintes résiduelles est très similaire à celle observée après le premier transitoire (cf 3.30 et 3.32). En particulier, on n'observe pas sur les contraintes résiduelles mesurées d'augmentation ou de diminution notable de l'intensité des contraintes au centre du disque. Cela confirme par ailleurs ce qui était observé expérimentalement lors des essais Satoh, à savoir que la contrainte résiduelle de traction après chaque cycle thermique appliqué reste quasiment identique, autour de 300 MPa.

Les calculs effectués, en revanche, indiquent une légère augmentation des contraintes calculées au centre après chaque cycle, ce qui est la conséquence du choix de l'hypothèse d'un écrouissage isotrope. Lors du premier cycle thermique, l'agrandissement isotrope du domaine élastique est compensé par la restauration visqueuse de l'écrouissage lors du passage à haute température. Mais lors du second et surtout du troisième cycle thermique, pour lequel la température n'excède pas 650°C (cf. tableau 3.3), les effets visqueux n'interviennent presque pas dans le calcul (car ils sont négligés en-dessous de 500°C), et l'hypothèse de l'écrouissage isotrope conduit à une augmentation des contraintes calculées (cf. tableau ci-dessous).

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

Les figures 3.31.a et b donnent les résultats de mesures de contraintes par diffraction neutronique après le troisième transitoire thermique. La figure 3.31.b donne les résultats de mesures de contraintes mesurées au centre dans l'épaisseur : il s'agit des contraintes radiales (égales aux circonférentielles au centre du disque) et axiales. Les incertitudes relatives sur les contraintes mesurées sont importantes dans la mesure ou l'intensité des contraintes est, somme toute, relativement faible. De plus, les oscillations visibles sur les mesures, liées à l'hétérogénéité du matériau au niveau microscopique, rendent difficiles les interprétations. Néanmoins, ces mesures semblent confirmer le faible gradient de contrainte dans l'épaisseur, et des contraintes axiales quasiment négligeables.

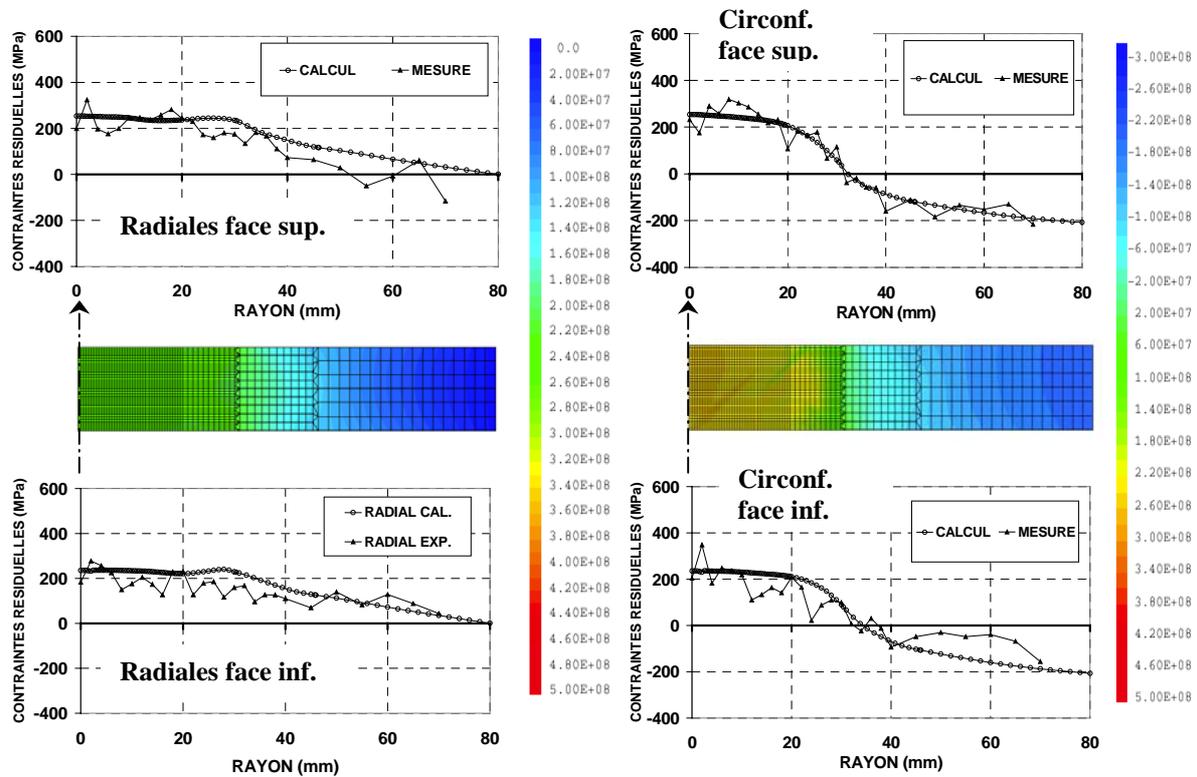


Figure 3.30 : Contraintes résiduelles radiales et circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon des faces supérieure et inférieure, à l'issue du premier transitoire thermique : Disque ep. 15mm sous transitoire thermique laser multiple.

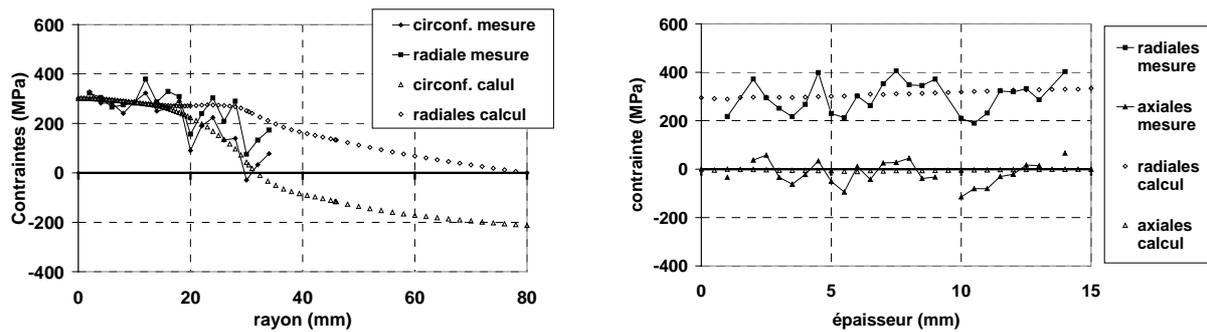


Fig. 3.31.a

Fig. 3.31.b

Figure 3.31: (a) Contraintes résiduelles radiales et circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction neutronique) en fonction du rayon, 2mm sous la face supérieure, à l'issue du dernier transitoire thermique ; (b) Contrainte axiale et radiale (égale à la contrainte circonférentielle) calculées et mesurées (Diffraction neutronique) au centre dans l'épaisseur ; Disque ep. 15mm sous transitoire thermique laser multiple.

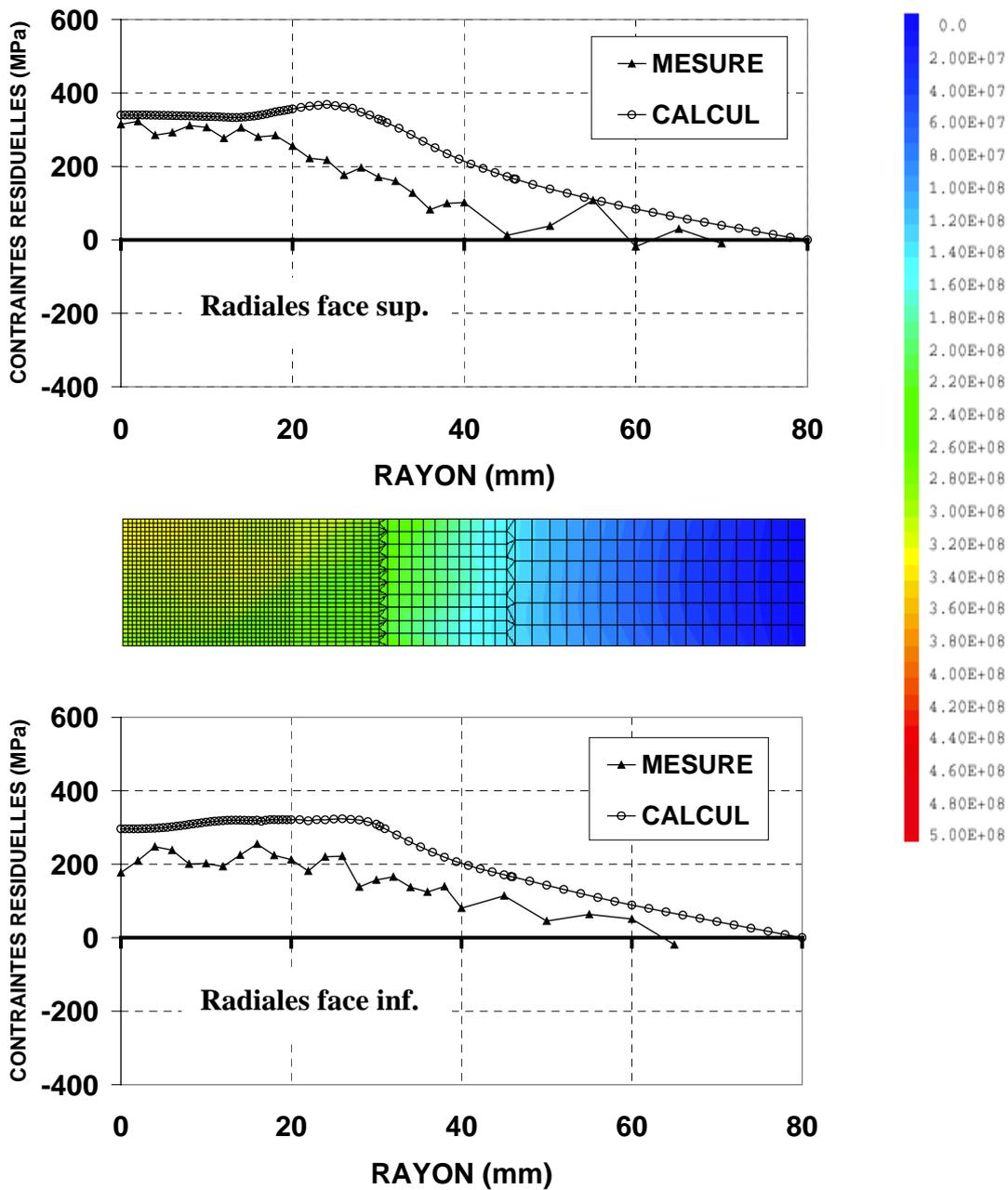


Figure 3.32 : Contraintes résiduelles radiales calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon des faces supérieure et inférieure, à l'issue du dernier transitoire thermique : Disque ep. 15mm sous transitoire thermique laser multiple.

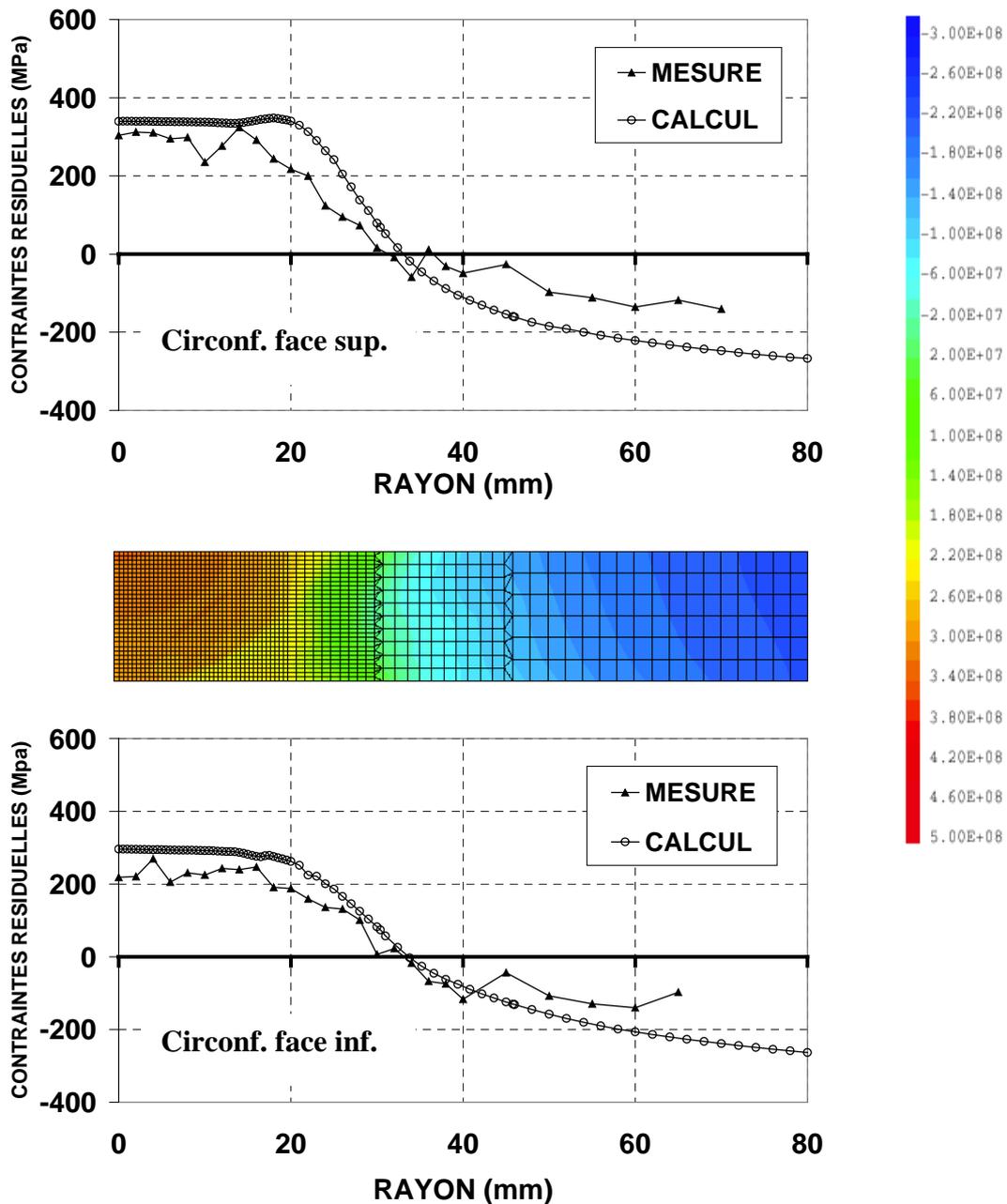


Figure 3.33 : Contraintes résiduelles circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon des faces supérieure et inférieure, à l'issue du dernier transitoire thermique : Disque ep. 15mm sous transitoire thermique laser multiple.

### V.2.2.3 DISQUE ÉPAIS – SOUDAGE TIG

La figure 3.36 donne les isovaleurs de contraintes résiduelles radiales, circonférentielles et axiales obtenues pour le disque d'épaisseur 12 mm, pour lequel des contraintes résiduelles ont été mesurées par diffractométries de rayon X (le disque d'épaisseur 15mm donne des résultats tout à fait similaire).

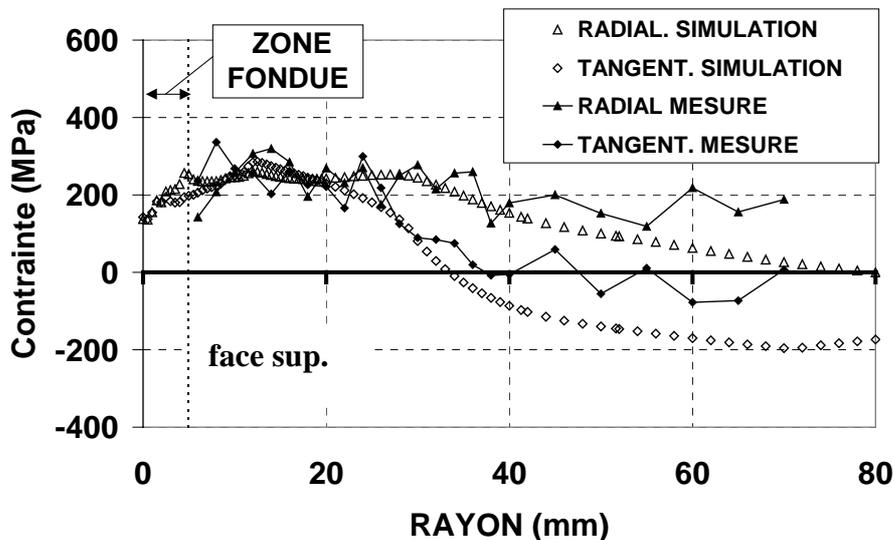


Figure 3.34 : Contraintes résiduelles radiales et circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon de la face supérieure: Disque ep. 12mm soudé par TIG.

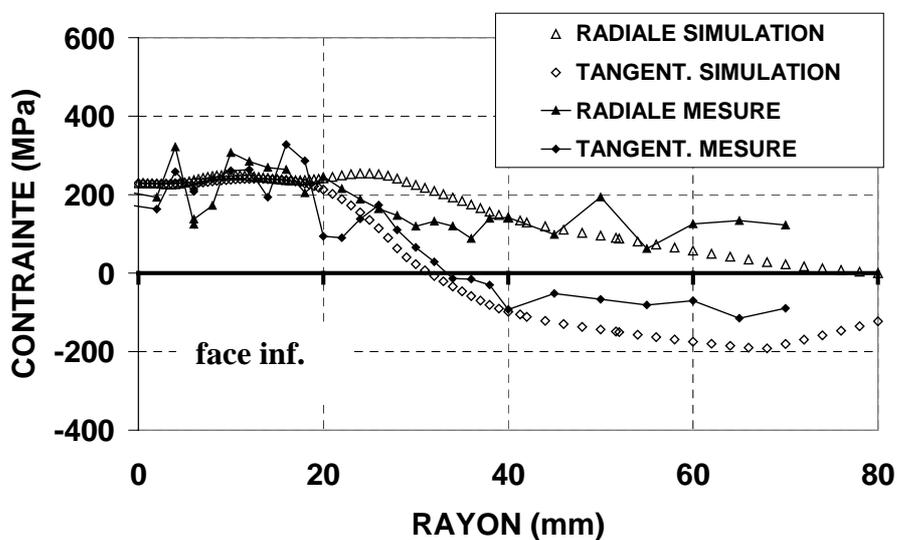


Figure 3.35 : Contraintes résiduelles radiales et circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon de la face inférieure : Disque ep. 12mm soudé par TIG.

Malgré la présence de la zone fondue, les contraintes calculées sont relativement homogènes dans la zone centrale. Les gradients de contraintes à proximité de la zone fondue demeurent modérés. On constate de plus que la répartition des contraintes résiduelles est similaire à celles observés sur les disques soumis à un transitoire thermique laser sans fusion (fig.3.30 et 3.33), excepté en face supérieure à proximité de la zone fondue.

Les figures 3.34 et 3.35 comparent les valeurs de contraintes résiduelles calculées en surface supérieure et inférieure, aux résultats de mesure par diffractométrie X. L'adéquation calcul-expérience est excellente sur les deux faces, tant pour les contraintes radiales que pour les circonférentielles.

Les mesures de contraintes dans la zone fondue, pour cause de structure trop grossière, ne sont pas fiables. Néanmoins, la légère chute de contrainte prévue par le calcul en face supérieure à proximité immédiate de la zone fondue semble confirmée par les mesures.

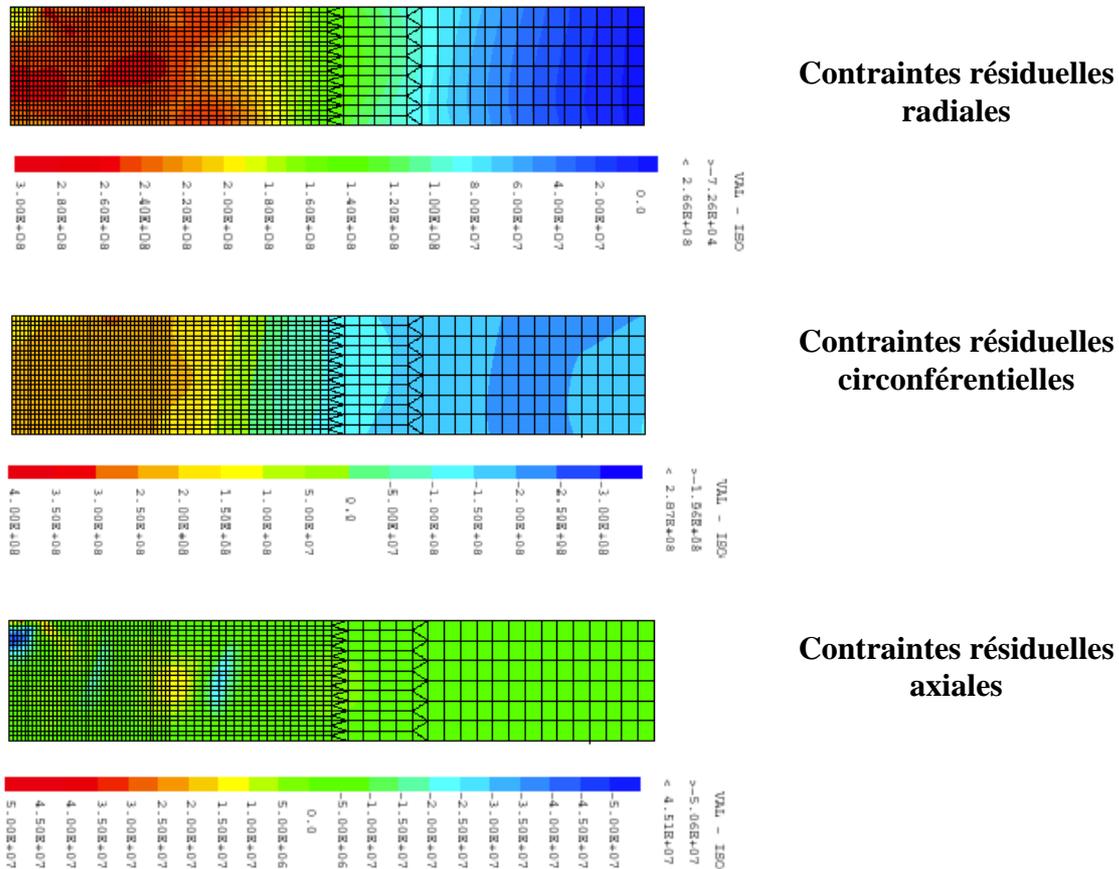


Figure 3.36 : Isovaleurs de contraintes résiduelles radiales, circonférentielles, axiales ; Disque ep. 12 soudé par TIG

## VI ANALYSES PARAMÉTRIQUES

Les comparaisons calcul-expérience présentées ci-dessus permettaient de valider des simulations numériques qui tiennent compte d'une connaissance fine de l'apport de chaleur et du matériau (données thermomécaniques identifiées d'après essais, prise en compte de la viscosité, maîtrise de la sollicitation thermique par méthode inverse).

Afin de terminer ce chapitre, nous présentons dans cette partie une étude paramétrique destinée à mieux appréhender la robustesse de la simulation, et à mieux peser l'influence des données matériau.

Les analyses paramétriques conduites ont pour supports deux types de tests :

- D'une part des tests pour lesquels la sollicitation thermique est parfaitement maîtrisée grâce à la méthode inverse de conduction de la chaleur ; il s'agit des disques minces et épais sous transitoire(s) thermique(s) laser n'amenant pas le matériau jusqu'à fusion. Ces disques font partie

de la coulée de 316L qui a été caractérisée au chapitre précédent. Ils servent donc de support pour l'étude de robustesse vis à vis des données mécaniques.

- D'autre part des tests faisant intervenir la fusion, pour lesquels la sollicitation thermique est représentée par un modèle mathématique de source, dont les paramètres sont calés d'après les mesures de température. Pour ces essais, la représentation de l'apport de chaleur telle qu'elle a été présentée en IV.2.2.2.1 peut être optimisée. Ces essais servent donc de support pour l'étude de robustesse vis à vis de l'apport de chaleur.

## VI.1 ANALYSES PARAMÉTRIQUES : TESTS SANS FUSION

Cette étude de robustesse vise à déterminer, pour chaque type de structure (mince ou épaisse) :

- L'influence des effets visqueux
- L'influence du choix de la limite d'élasticité (limite à 0,1%, à 0,2%)
- L'influence de la loi d'érouissage considérée : isotrope ou cinématique (notamment pour le disque épais, qui fait intervenir les aspects cycliques)

Nous considérons donc les calculs suivants, qui tous utilisent les données issues de la caractérisation présentée au chapitre précédent (caractérisation sans dilatométrie libre préalable) :

<b>(EVP initial) :</b>	calcul initial, dont les résultats ont été comparés aux résultats expérimentaux dans la partie précédente. Ce calcul prend en compte la viscosité à partir de 500°C. En dessous de cette température, le matériau est élastoplastique avec érouissage linéaire, avec comme limite élastique la limite à 0,1% de déformation plastique.
<b>(EVP 0,2) :</b>	calcul identique au précédent, mais qui considère comme limite élastique en dessous de 500°C la limite à 0,2% de déformation plastique.
<b>EP 0,1 ISO :</b>	calcul purement élasto-plastique, avec érouissage linéaire isotrope, avec comme limite élastique la limite à 0,1% de déformation plastique.
<b>EP 0,2 ISO :</b>	calcul purement élasto-plastique, avec érouissage linéaire isotrope, avec comme limite élastique la limite à 0,2% de déformation plastique.
<b>EP NL ISO :</b>	calcul purement élasto-plastique, avec érouissage non linéaire isotrope (courbes de traction rentrées point par point).
<b>EP 0,1 CINE :</b>	calcul purement élasto-plastique, avec érouissage linéaire cinématique, avec comme limite élastique la limite à 0,1% de déformation plastique.
<b>EP 0,2 CINE :</b>	calcul purement élasto-plastique, avec érouissage linéaire cinématique, avec comme limite élastique la limite à 0,2% de déformation plastique.
<b>EP AD ISO :</b>	calcul purement élasto-plastique, avec érouissage linéaire isotrope, avec comme limite élastique la limite à 0,2% de déformation plastique, d'après les essais de caractérisation après dilatométrie préalable.

Enfin, afin de peser l'importance de la caractérisation du matériau, nous considérons également le calcul qui aurait été effectué si la caractérisation du matériau n'avait pas été réalisée :

**EP biblio :** calcul purement élasto-plastique, avec écrouissage linéaire isotrope, avec comme limite élastique la limite à 0,2% de déformation plastique, *d'après les données CEA-EDF* (cf. Annexe).

Nous comparons les résultats de ces différents calculs en termes de déplacements (flèche maximale atteinte en cours d'essai, et flèche finale), ainsi qu'en terme de contraintes résiduelles (contraintes résiduelles au centre du disque, en face inférieure et supérieure), pour le cas du disque mince, et pour le cas du disque épais multipasse.

### VI.1.1 Cas du disque mince

Le disque mince présente des distorsions très importantes. Le tableau 3.10 compare les valeurs de flèche maximale et de flèche finale, obtenues pour les différents calculs. Le tableau 3.11 compare les contraintes résiduelles, toujours pour le cas du disque mince.

	<b>FlècheMaximale atteinte (à t=50s) (mm)</b>	<b>Ecart à la mesure (%)</b>	<b>Flèche finale (centre face inférieure) (mm)</b>	<b>Ecart à la mesure (%)</b>
EVP initial	6,393	2,2	2,038	23,2
EVP 0,2	5,924	9,4	2,002	24,6
EP 0,1 ISO	5,724	12,47	1,912	28,0
EP 0,2 ISO	5,820	11,0	1,957	26,3
EP NL ISO	5,846	10,6	2,216	16,6
EP 0,1 CINE	5,970	8,71	1,586	40,3
EP 0,2 CINE	6,060	7,3	1,684	36,6
EP BIBLIO	4,077	37,66	1,265	52,4
<b>MESURE</b>	<b>6,540</b>		<b>2,656</b>	

Tableau 3.10 : Flèche maximale au cours de l'essai et flèche finale ; disque ep. 5mm sous transitoire thermique laser unique

Tous les calculs effectués sous-estiment l'amplitude de la déformée résiduelle. Cette sous estimation, commune à tous les calculs, peut-être due :

- Au coefficient de dilatation, mais cela semble peu probable, car la phase de chauffage est, elle, bien reproduite
- Aux coefficients d'échanges radiatifs et convectifs, mais cela semble également peu probable, car les températures mesurées et simulées au refroidissement sont bien reproduites.
- A une mauvaise quantification des gradients thermiques dans l'épaisseur en fin de chauffage, car ceux-ci pilotent les effets de flexion au début du refroidissement, juste avant que la température ne s'homogénéise lors du refroidissement.

L'ensemble des calculs donnent des résultats somme toute assez proches, excepté celui qui utilise les données de la littérature (EP BIBLIO) : en effet, ce dernier sous-estime de beaucoup l'amplitude des déplacements. La figure 3.37 représente l'évolution des déplacements transitoires pour le calcul EVP initial, et pour le calcul EP BIBLIO. On constate au début du chauffage (t = 10s environ), dans le cas du calcul élastoplastique avec les données de la littératures, une « chute » du centre du disque, qui correspond à la plastification du centre. Etant donné que la limite élastique à 0,2% de la littérature est bien plus faible que celle obtenue lors de la caractérisation (fig. 2.12 chapitre 2), cette plastification

provoque, dans le cas du calcul EP BIBLIO une perte de rigidité du centre et donc un léger affaissement, avant que la dilatation thermique ne fasse à nouveau remonter le disque. Ce phénomène induit une sous estimation du déplacement maximal, et par conséquent une sous estimation de la déformée finale. Le fait que les effets de flexion soient sous-estimés a des conséquences sur la répartition des contraintes résiduelles. L'effet de flexion au refroidissement (compression en face supérieure) ne vient pas contrecarrer suffisamment la traction d'origine thermique, et le centre de la face supérieure se retrouve, dans le cas du calcul EP BIBLIO en traction après retour à l'ambiante, contrairement à ce qui est observé expérimentalement et sur les autres calculs (cf. fig. 3.38).

La façon dont le centre du disque plastifie en début de chauffage est donc très importante pour le comportement structural du disque. Cette plastification dépend essentiellement du gradient thermique dans l'épaisseur, et de la limite élastique du matériau.

Les effets visqueux ne semblent pas, dans le cas particulier considéré, jouer un rôle particulièrement déterminant, dans la mesure ou les calculs élastoplastiques (excepté le calcul avec les données de la littérature) donnent des résultats similaires aux calculs viscoplastiques, en termes de déplacements. Il faut cependant remarquer que les caractéristiques élasto-plastiques ont été déterminées pour des vitesses de sollicitation proches des vitesses de sollicitation intervenant lors de l'essai sur disque mince.

Les calculs qui considèrent un écrouissage cinématique reproduisent de façon satisfaisante la flèche maximale, mais sont moins satisfaisant en ce qui concerne la déformée résiduelle. De plus, l'intensité des contraintes résiduelles au centre du disque est un peu faible. En ce qui concerne les contraintes résiduelles en face inférieure, on observe en fait la même chose que lors des essais Satoh : l'écrouissage isotrope surestime les contraintes résiduelles, mais l'écrouissage cinématique les sous-estime. Dans le cas des calculs viscoplastiques, la restauration à haute température compense dans une certaine mesure l'agrandissement isotrope du domaine élastique et donc l'intensité des contraintes finales.

	Contrainte résiduelle au centre de la face supérieure (MPa)	Contrainte résiduelle au centre de la face inférieure (MPa)
EVP initial	- 211	+ 371
EVP 0,2	- 203	+ 400
EP 0,1 ISO	- 174	+ 423
EP 0,2 ISO	- 210	+ 462
EP NL ISO	- 254	+ 473
EP 0,1 CINE	- 80	+ 242
EP 0,2 CINE	- 122	+ 274
EP BIBLIO	+ 507	+ 314
<b>MESURE</b>	<b>[-234 ; -134]</b>	<b>[288 ; 457]</b>

Tableau 3.11 : Plage de contraintes résiduelles à l'issue du transitoire thermique laser ; Disque ep. 5mm

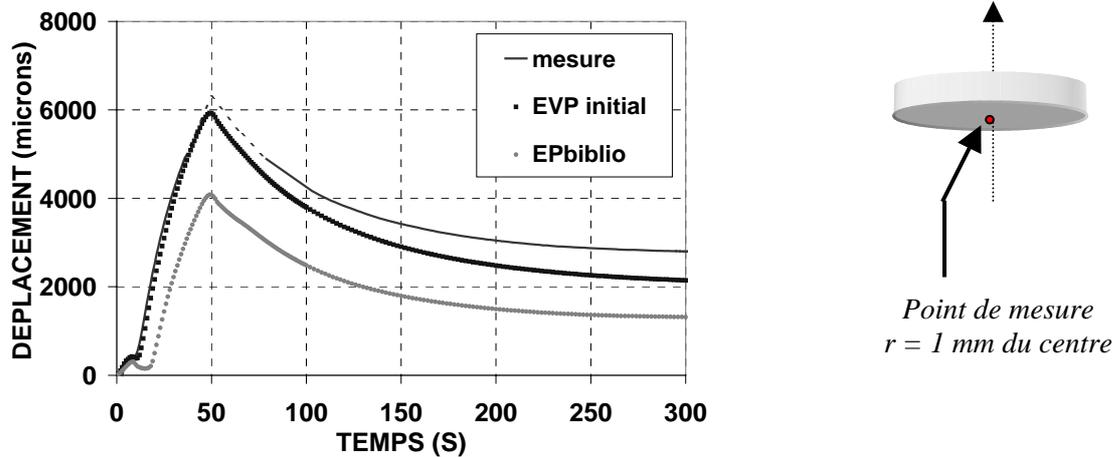


Figure 3.37 : Evolution temporelle du déplacement axial transitoire calculés et mesurés au centre du disque ; comparaison des calculs EVP et EPbiblio; Disque ep. 5mm

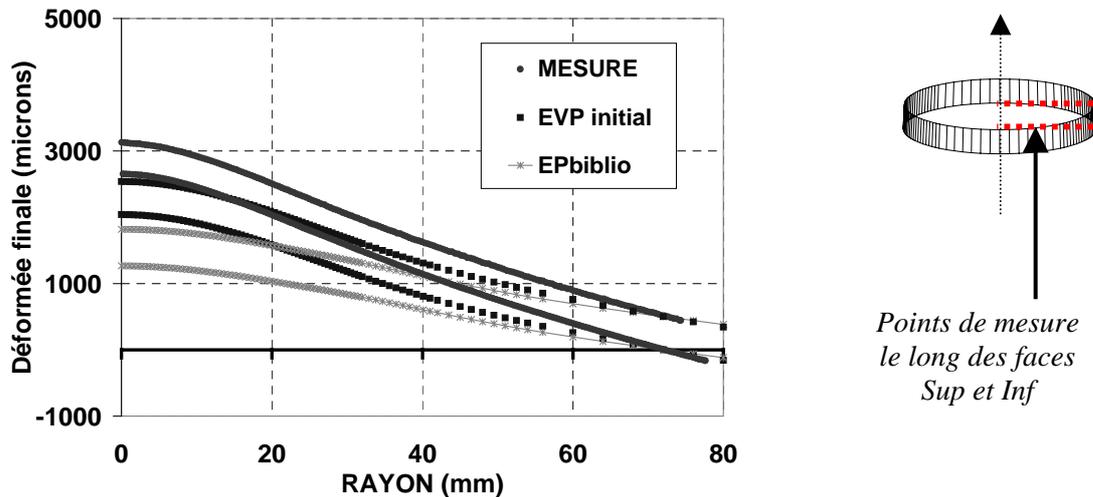


Figure 3.38 : Déformée finale (face inférieure et supérieure); comparaison des calculs EVP et EPbiblio; Disque ep. 5mm

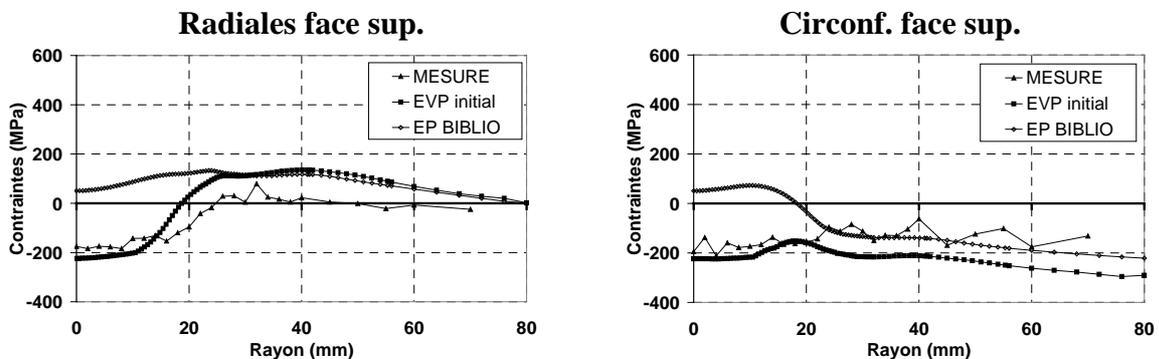


Figure 3.39 : Contraintes résiduelles radiales et circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon de la face supérieure : comparaison des calculs EVP et EPbiblio; Disque ep. 5mm ; Disque ep. 5mm

### VI.1.2 Cas du disque épais

Contrairement au disque mince, le disque épais ne subit pas de mouvement de flexion important lors des cycles thermiques appliqués. Le tableau 3.12 indique les résultats obtenus pour les différents calculs en déplacements transitoires et résiduels, et le tableau 3.13 donne les valeurs de contraintes résiduelles obtenues à l'issue des différents transitoires thermiques.

En ce qui concerne les déplacements, on constate que tous les calculs représentent assez bien, avec relativement peu de variabilité, les déplacements transitoires au cours du premier chargement thermique. En revanche, les écarts sont plus importants sur la flèche finale à l'issue du premier chargement thermique. Il est surprenant de constater que l'ensemble des calculs donnent des résultats plus proches des mesures pour le deuxième et surtout pour le troisième transitoire thermique : en effet, à l'exception du calcul avec écrouissage cinématique, toutes les modélisations prédisent une flèche finale correcte à 10% près. Ceci montre que les transitoires thermiques successifs tendent à effacer les différences. Les écarts les plus importants sur les déplacements sont observés pour le cas du calcul avec écrouissage cinématique (EP 0,1 CINE). En effet, le calcul avec écrouissage cinématique tend à redresser le disque de façon plus importante lors de la phase de refroidissement. Ce phénomène, observé pour tous les transitoires, se cumule, et c'est pourquoi la valeur finale de flèche est largement inférieure à celle des autres calculs.

Dans le cas d'un calcul élastoplastique avec écrouissage isotrope linéaire avec les données matériau identifiées au chapitre précédent, l'utilisation de la limite d'élasticité à 0,1% semble préférable par rapport à la limite à 0,2%.

Les données de la littérature (proches des données du matériau après dilatométrie libre, cf. chapitre 2, V.1.4) sont dans le cas particulier considéré suffisantes pour retrouver des évolutions de déplacements raisonnables, bien que l'amplitude des déplacements transitoires est quelque peu sous-évaluée (cf. figure 3.40).

	Premier Transitoire		Second Transitoire		Troisième transitoire	
	Flèche maximale atteinte (µm)	Flèche finale face inf (µm)	Flèche maximale atteinte (µm)	Flèche finale face inf (µm)	Flèche maximale atteinte (µm)	Flèche finale face inf (µm)
EVP initial	-750	-265	-802	-564	-723	-593
EP 0,1 ISO	-579	-395	-662	-556	-713	-584
EP 0,2 ISO	-638	-446	-721	-603	-743	-620
EP NL ISO	-601	-369	-787	-640	-779	-658
EP 0,1 CINE	-580	-143	-497	-183	-425	-143
EP AD ISO	-603	-433	-730	-607	-788	-654
EP BIBLIO	-535	-367	-623	-515	-677	-547
<b>MESURE</b>	<b>-683</b>	<b>-290</b>	<b>-769</b>	<b>-504</b>	<b>-724</b>	<b>-579</b>

Tableau 3.12 : Flèche maximale au cours des trois cycles thermiques et flèche finale après chaque cycle; disque ep. 15mm sous transitoire thermique laser multiple

L'ensemble des calculs donne également des résultats relativement satisfaisant en ce qui concerne les contraintes résiduelles. Dans le cas des calculs purement élastoplastiques (sans viscosité), l'hypothèse d'un écrouissage isotrope tend à surestimer les contraintes. Là encore, l'utilisation de la limite d'élasticité à 0,1% semble préférable à l'utilisation de la limite à 0,2%. L'hypothèse d'un écrouissage cinématique, en revanche, permet de calculer des valeurs de contraintes résiduelles qui sont situées dans les plages de mesures. Ceci confirme les résultats obtenus sur les essais Satoh au chapitre précédent, à savoir qu'en l'absence de prise en compte de la viscosité, l'hypothèse d'un écrouissage cinématique est préférable à l'hypothèse d'un écrouissage isotrope, pour prédire les contraintes

résiduelles. En revanche, le calcul avec écrouissage cinématique tend à sous estimer la déformée finale, ce qui ne pouvait être mis en évidence dans le cas des essais Satoh.

Dans le cas du calcul initial viscoplastique avec écrouissage isotrope, la restauration visqueuse à haute température compense l'agrandissement isotrope de la surface de charge, ce qui tend à diminuer les contraintes résiduelles finales par rapport au calcul élastoplastique avec écrouissage isotrope. Cependant, les contraintes finales semblent légèrement surestimées après le troisième cycle thermique.

Enfin, le calcul avec les données de la littérature est suffisant dans le cas particulier considéré pour prédire un niveau correct de contraintes résiduelles (cf. fig 3.41).

	Premier Transitoire		Second Transitoire		Troisième transitoire	
	Contrainte centre face sup (MPa)	Contrainte centre face inf (MPa)	Contrainte centre face sup (MPa)	Contrainte centre face inf (MPa)	Contrainte centre face sup (MPa)	Contrainte centre face inf (MPa)
EVP initial	+249	+235	+299	+279	+340	+296
EP 0,1 ISO	+335	+303	+399	+335	+433	+337
EP 0,2 ISO	+365	+350	+428	+368	+466	+376
EP NL ISO	+380	+342	+451	+356	+484	+370
EP 0,1 CINE	+223	+227	+232	+230	+254	+253
EP AD ISO	+297	+283	+370	+324	+426	+328
EP BIBLIO	+255	+249	+262	+264	+332	+294
<b>MESURE</b>	<b>[175-324]</b>	<b>[183-348]</b>			<b>[285-335]</b>	<b>[177-269]</b>

Tableau 3.13 : Plage de contraintes résiduelles à l'issue de chaque transitoire thermique laser ; Disque ep. 15mm

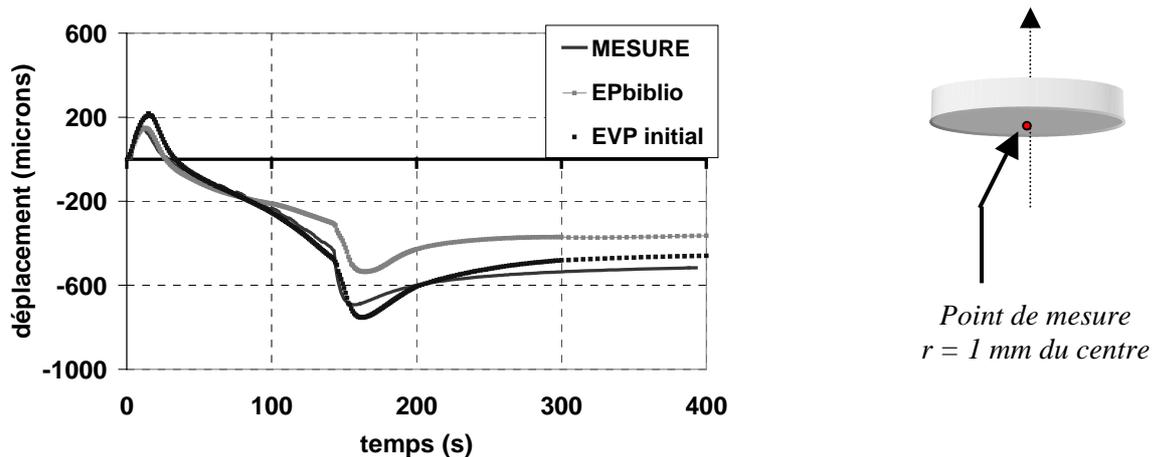


Figure 3.40 : Evolution temporelle du déplacement axial transitoire calculé et mesuré au centre du disque au cours du premier transitoire ; Comparaison des calculs EVP et EPbiblio; Disque ep. 15mm

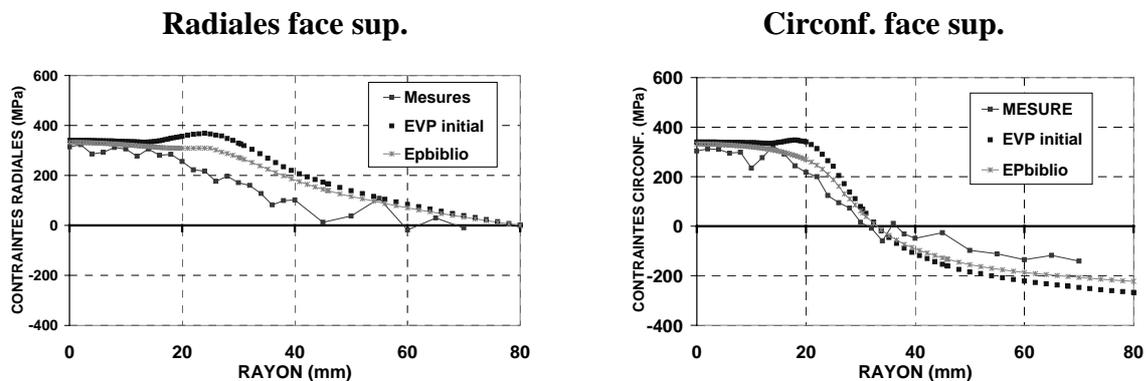


Figure 3.41 : Contraintes résiduelles radiales et circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon de la face supérieure, à l'issue du troisième cycle thermique : comparaison des calculs EVP et Epbiblio ; Disque ep. 15mm

## VI.2 ANALYSES PARAMÉTRIQUES : TESTS AVEC FUSION

### VI.2.1 Affinement de la modélisation de l'apport de chaleur

Les calculs complémentaires en ce qui concerne les disques soudés par TIG portent essentiellement sur les aspects thermiques. En effet, les résultats thermiques pour les disques soudés par TIG indiquaient une bonne adéquation calcul-expérience entre les températures transitoires calculées et les températures mesurées par thermocouples, mais la pénétration de la zone fondue était légèrement sous-estimée par le calcul. Malgré cette sous-estimation de la pénétration, les calculs mécaniques étaient plutôt satisfaisants.

Dans le but de reproduire correctement à la fois les températures et la zone fondue, une étude paramétrique a été menée sur la représentation de l'apport de chaleur. Afin d'augmenter la pénétration, une combinaison entre une source surfacique (densité gaussienne de flux de chaleur en surface, au centre de la face supérieure) et un « point source » volumique placé dans l'épaisseur du disque, au centre de celui-ci.

Les paramètres à ajuster sont les paramètres de la gaussienne, ainsi que l'intensité du « point source ». Afin de reproduire l'évolution de température sur les premiers instants, le point source énergétique n'est activé qu'à partir d'un certain temps (à partir du moment où le bain de fusion atteint une taille suffisamment significative pour que les mouvements convectifs, liés aux forces magnétiques et à la tension de surface, ne se produisent).

En fin de compte, la modélisation adoptée est la suivante (cf. fig 3.42) :

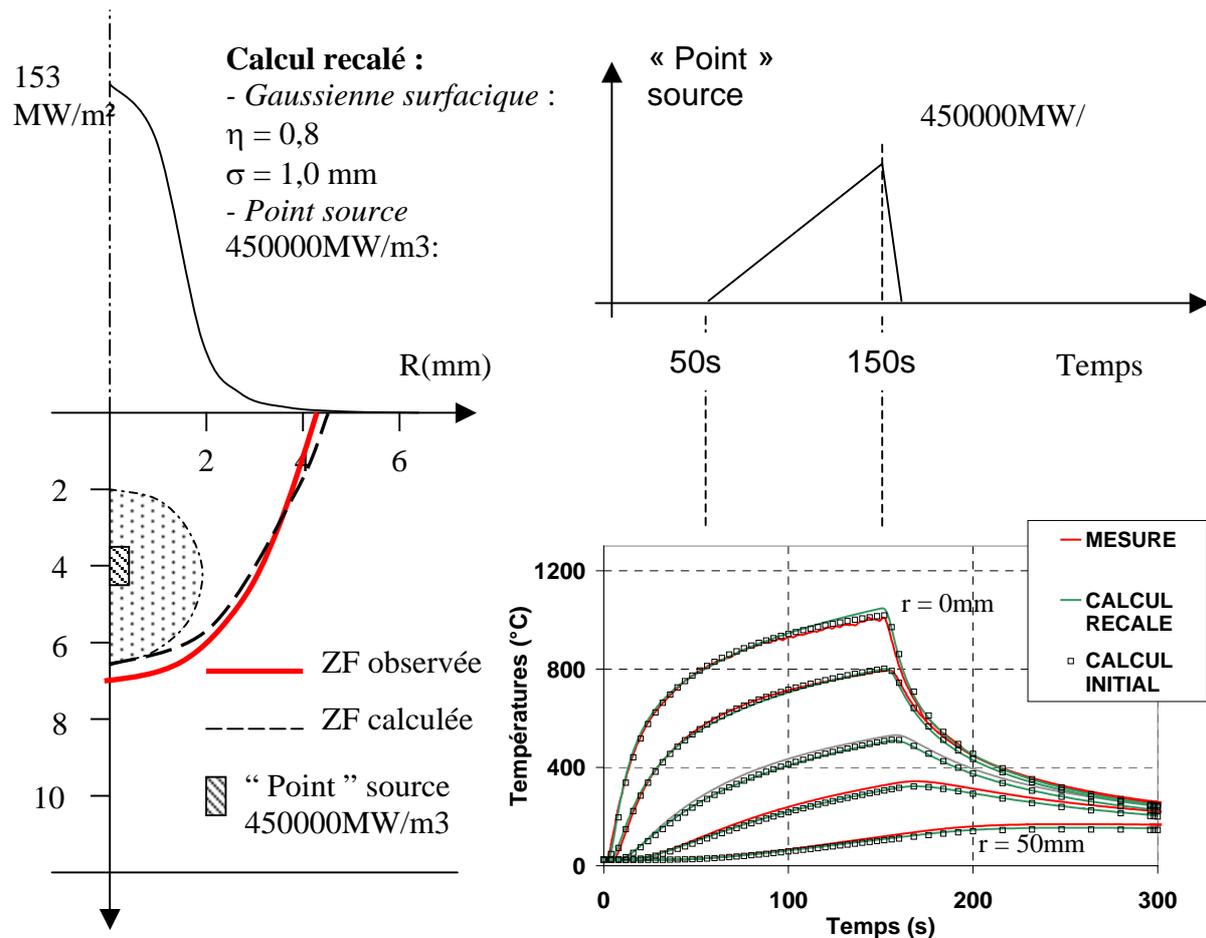


Figure 3.42 : Evolutions de températures en face inférieure et zones fondues calculées dans le cas du disque d'épaisseur 12mm, soudé par TIG, pour différentes modélisations de la source de chaleur

Le point source est en réalité un « cylindre » de volume 0,78mm<sup>3</sup> (rayon de 0,5mm, hauteur 1mm), qui est une source volumique de chaleur. Cette source volumique de chaleur, située à 4mm sous la face supérieure du disque, est activée à partir d'un temps  $t = 50s$ , et augmente linéairement jusqu'à une valeur maximale de 450000MW/m<sup>3</sup>. En outre, le paramètre  $\sigma$  « d'étalement » spatial de la densité de flux gaussienne en surface est réduit à 1mm, de façon à creuser le bain de fusion.

La figure 3.41 compare, pour le disque d'épaisseur 12mm, les résultats obtenus à la fois pour la zone fondue et pour l'évolution des températures en différents points de la face inférieure, avec les résultats de mesures ainsi que les résultats du calcul présenté en VI, qui ne considéraient qu'une gaussienne surfacique (fig. 3.6). Le calcul prenant en compte l'activation d'une source de chaleur dans le volume de la pièce permet cette fois de représenter de façon satisfaisante à la fois l'évolution des températures, ainsi que la pénétration de la zone fondue.

Le calcul mécanique mené à la suite de ce calcul thermique recalé, en revanche, ne fait apparaître pratiquement aucune différence par rapport aux résultats précédemment présentés en VI. La figure 3.43 ci dessous présente l'évolution du déplacement axial en fonction du temps du centre de la face inférieure du disque, pour les deux calculs (calcul initial présenté en VI, et nouveau calcul qui considère un point source volumique).

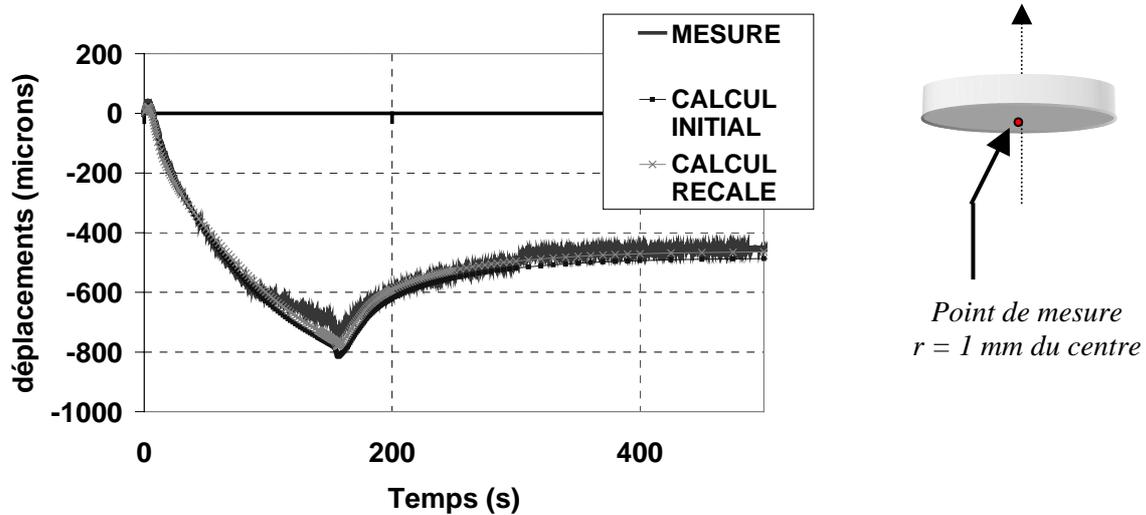


Figure 3.43 : Evolutions du déplacement du centre de la face inférieure le cas du disque d'épaisseur 12mm, soudé par TIG, pour différentes modélisations de la source de chaleur

On peut donc constater que dans le cas particulier considéré, la définition d'une densité de flux de chaleur surfacique avec répartition gaussienne, recalée uniquement sur les températures, est suffisante pour obtenir des résultats mécaniques prédictifs.

## VI.2.2 Comparaison des calculs élastoviscoplastiques et viscoplastiques

Les calculs présentés en VI prenaient en compte une loi de comportement élasto-viscoplastique permettant de décrire le comportement fluide du matériau aux très hautes températures. Il est toutefois courant en simulation numérique du soudage de négliger totalement les effets viscoplastiques, essentiellement en raison de la difficulté à obtenir des données visqueuses pour les hautes températures. L'hypothèse d'un comportement purement élasto-plastique est alors le plus souvent adopté pour la simulation numérique. Afin de peser l'influence des phénomènes visqueux, des calculs purement élastoplastiques sont également conduits, en considérant la plasticité de von Mises, avec d'une part l'hypothèse d'un écrouissage isotrope (calcul EPbiblio), et d'autre part un écrouissage purement cinématique (calcul Ep biblio CINE). Les données matériaux utilisées pour les calculs élasto-plastiques (limite d'élasticité, pente d'écrouissage, module d'young, coefficient de dilatation), sont ceux issus de la littérature (données FRAMATOME, CEA-EDF cf. annexe 2). En ce qui concerne les hautes températures, nous décidons de considérer une température de « coupure » (cf. chapitre 1, V.3.7) de 1100°C, au delà de laquelle les données matériaux n'évoluent plus (elles demeurent constantes pour les températures supérieures à 1100°C).

Nous comparons les résultats mécaniques obtenus pour les calculs élastoviscoplastiques et pour les calculs élastoplastiques. Les cartes de températures utilisées sont celles issues du calcul thermique qui considère la modélisation de l'apport de chaleur présentée en VI.1)

La figure 3.44 compare la déformée résiduelle (déformée des faces supérieure et inférieure) calculés avec le modèle élasto-viscoplastique, et avec les modèles élastoplastiques (considérant soit un écrouissage isotrope, soit un écrouissage cinématique). Les contraintes résiduelles radiales et circonférentielles en face inférieure sont également comparées pour les trois calculs (figure 3.44).

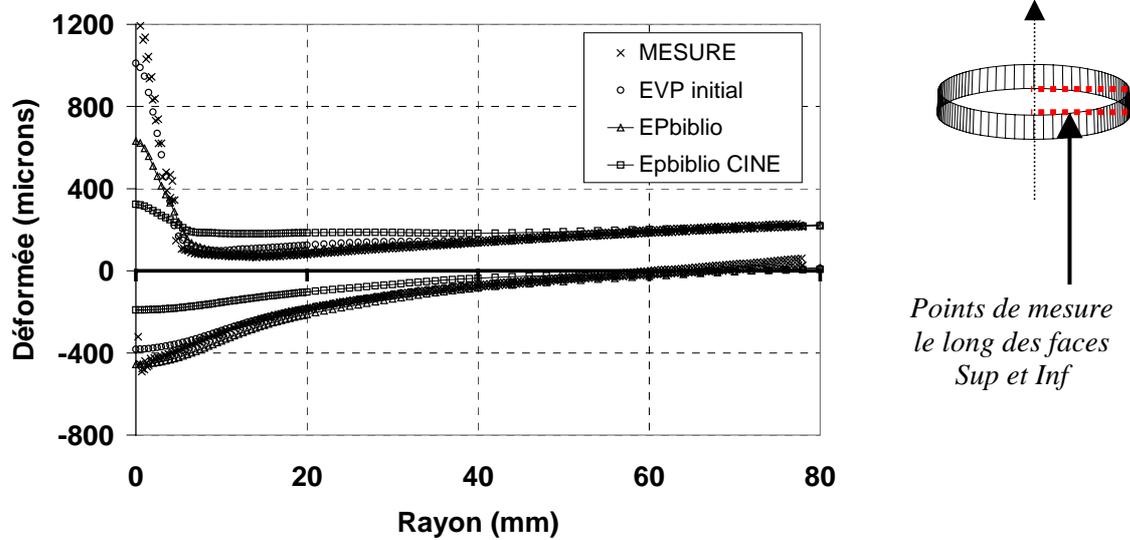


Figure 3.44 : Déformée résiduelle : comparaison des calculs élasto-viscoplastique (EVP) et élastoplastiques avec écrouissage isotrope (Epbiblio) ou cinématique (Epbiblio CINE); Disque ep. 15mm soudé par TIG

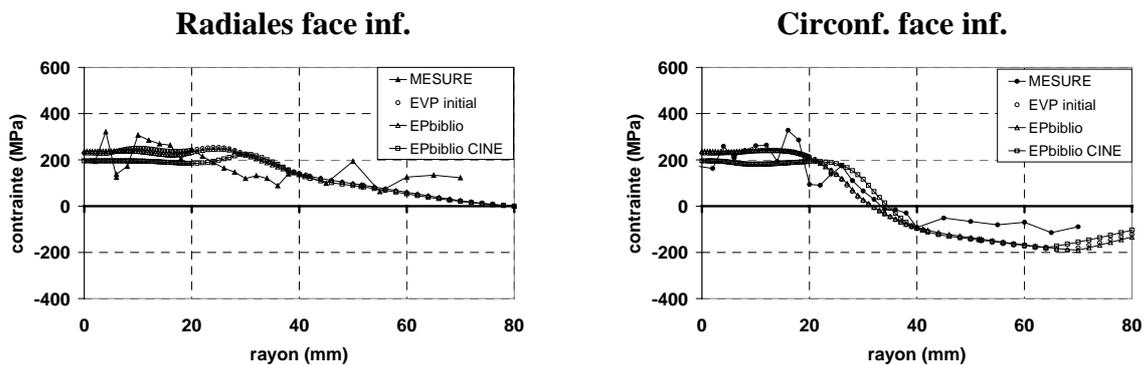


Figure 3.45 : Contraintes résiduelles radiales et circonférentielles calculées et mesurées (Diffraction X) en fonction du rayon de la face inférieure : comparaison des calculs élasto-viscoplastique (EVP) et élastoplastiques avec écrouissage isotrope (Epbiblio) ou cinématique (Epbiblio CINE); Disque ep. 15mm soudé par TIG

Dans le cas considéré, la prise en compte de la viscosité ne semble donc pas nécessaire, ni pour le calcul de la déformée, ni pour le calcul des contraintes résiduelles. Lorsque la viscosité n'est pas prise en compte, l'hypothèse d'un écrouissage isotrope semble être préférable en termes de déplacements, car le calcul avec écrouissage cinématique sous-estime l'amplitude de la déformée finale, ce qui était également le cas pour les tests sans fusion.

Ainsi, si l'écrouissage cinématique est plus adapté pour le calcul des contraintes, l'écrouissage isotrope est lui plus adapté pour le calcul des déplacements, pour les cas particuliers considérés. Le recours à une simulation élasto-viscoplastique avec le modèle proposé, cependant, permet d'obtenir des résultats très satisfaisants à la fois en termes de déplacements et de contraintes. Enfin, si les données de la littérature semblent suffisantes pour le cas des structures épaisses, une caractérisation plus fine est nécessaire dans le cas de structures minces.

## VII RESUME ET CONCLUSION

Dans ce chapitre, 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.

### • Sur les test hors fusion

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) ont fait l'objet du précédent chapitre. 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 satisfaisant 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.

Afin de peser l'influence de différents paramètres, des analyses paramétriques ont été effectuées sur ces cas tests.

#### ➤ Sensibilité aux données matériau :

Pour le disque mince, les déplacements transitoires et les contraintes résiduelles sont très sensibles aux données matériau. Dans le cas d'un calcul purement élastoplastique notamment, la définition de la limite élastique est un paramètre très important : en particulier, un calcul élastoplastique avec les données issues de la littérature est incapable, dans le cas du disque mince, de reproduire correctement la flèche maximale et la déformée résiduelle, et est donc incapable de prédire correctement le champ de contraintes résiduelles, puisque ce dernier dépend fortement du mouvement de flexion.

Pour le disque épais, cette sensibilité aux données matériau est moins importante. Un calcul élastoplastique avec les données de la littérature est suffisant pour prédire de façon relativement satisfaisante la déformée finale et les contraintes résiduelles. Toutefois, les données de la littérature tendent à sous estimer l'amplitude des déplacements transitoires.

➤ Influence de la viscosité :

L'influence de la viscosité se traduit d'une manière générale sur le calcul des deux cas-tests, par une augmentation de l'amplitude maximale des déplacements. La viscosité tend également à diminuer l'amplitude finale des contraintes résiduelles, mais l'effet de la viscosité sur les contraintes reste modéré.

Le recours à la viscoplasticité permet d'améliorer quelque peu les résultats en déplacements, mais pour les contraintes résiduelles, un calcul élastoplastique semble suffisant ; en revanche, une caractérisation élasto-plastique fine peut se révéler indispensable, pas tellement dans le cas de structures épaisses, mais surtout dans le cas des structures minces.

➤ Influence de la nature de l'érouissage

En ce qui concerne l'influence de la nature de l'érouissage (isotrope ou cinématique), les résultats issus des essais Satoh au précédent chapitre semblent confirmés en ce qui concerne la prédiction des contraintes résiduelles, dans le cas du disque épais sous chargement thermique cyclique : un érouissage purement isotrope tend à augmenter le niveau de contraintes résiduelles après chaque cycle thermique, et prévoit un niveau final de contraintes trop élevé par rapport à ce qui est observé expérimentalement. Un érouissage purement cinématique, en revanche, donne des résultats plus satisfaisants qu'un érouissage purement isotrope, mais tend à sous estimer légèrement les contraintes finales. En termes de déplacements, toutefois, il semblerait que l'hypothèse d'un érouissage cinématique tend à surestimer le redressement du disque lors de la phase de refroidissement, et donc à sous évaluer la déformée finale.

L'hypothèse d'un érouissage isotrope avec restauration visqueuse à haute température représente un compromis satisfaisant, et conduit à la fois à des déplacements proches des mesures, et à un niveau de contraintes résiduelles correct.

### **•Sur les Tests avec fusion**

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 SOUDEES EN REPERE MOBILE**

I INTRODUCTION .....	135
II MOYENS EXPERIMENTAUX .....	136
II.1 GÉOMÉTRIE ET DIMENSIONS DES ÉPROUVETTES .....	136
II.2 DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL ET MESURES RÉALISÉES .....	137
II.2.1 Chargement et liaisons .....	137
II.2.2 Mesures en cours d'essai .....	138
II.2.3 Mesures Post-Mortem .....	140
III TYPES D'ESSAIS REALISES.....	140
III.1 SPÉCIFICITÉ DES TESTS RÉALISÉS .....	140
III.2 COMMENTAIRES SUR LES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX .....	141
III.2.1 Températures.....	141
III.2.2 Zone fondue .....	143
III.2.3 Déplacements transitoires et déformée finale .....	144
III.2.4 Déplacements résiduels et déformations résiduelles .....	146
III.2.5 Contraintes résiduelles .....	148
IV SIMULATIONS NUMERIQUES : OBJECTIFS .....	149
V SIMULATIONS NUMERIQUES TRI-DIMENSIONNELLES : MISE EN DONNEES .....	151
V.1 MAILLAGE.....	151
V.2 MODÉLISATION THERMIQUE .....	152
V.2.1 Calage de l'apport de chaleur en quasi-stationnaire.....	152
V.2.2 Calcul tridimensionnel pas à pas .....	155
V.3 MODÉLISATION MÉCANIQUE.....	155
V.3.1 Chargement et conditions limites mécaniques .....	155
V.3.2 Loi de comportement adoptée et paramètres thermomécaniques.....	155
VI SIMULATIONS NUMERIQUES BI-DIMENSIONNELLES : MISE EN DONNEES.....	156
VI.1 CALCULS 2D (1) : SECTION TRANSVERSALE .....	156
VI.1.1 Maillage .....	156
VI.1.2 Modélisation thermique .....	157
VI.1.3 Modélisation mécanique .....	159
VI.2 CALCULS 2D (2) : PLAN MEDIAN .....	159
VI.2.1 Maillage .....	159
VI.2.2 Représentation de l'apport de chaleur.....	160
VI.2.3 Modélisation mécanique .....	160
VII ANALYSES COMPARATIVES CALCUL-EXPERIENCE.....	161
VII.1 SIMULATIONS 3D COMPLÈTES .....	161
VII.1.1 Analyse thermique.....	161
VII.1.2 Analyse mécanique : calcul de référence.....	163
VII.1.3 Analyse mécanique : calcul avec différentes données matériau.....	173
VII.1.4 Analyse mécanique : effet de la nature de l'écrouissage.....	177
VII.2 SIMULATIONS 2D (1) : SECTION TRANSVERSALE.....	178
VII.2.1 Analyse thermique.....	178
VII.2.2 Analyse mécanique.....	179
VII.3 SIMULATIONS 2D (2) : PLAN MEDIAN .....	183
VII.3.1 Analyse thermique.....	183
VII.3.2 Contraintes résiduelles.....	184
VIII RESUME ET CONCLUSION .....	186

## I INTRODUCTION

Dans le chapitre précédent, nous avons considéré des tests qui impliquaient les phénomènes thermomécaniques intervenant lors du soudage sur 316L dans le cas particulier du soudage fixe d'une structure axisymétrique. Dans cette configuration simplifiée, les simulations numériques nous 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.

Cependant, 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. En effet, la création d'un bain de fusion axisymétrique au centre des disques précédemment considérés conduit à des gradients de températures et des cinétiques de chargement thermique qui diffèrent de ceux observés lors d'une opération de soudage TIG.

C'est pourquoi, toujours dans un objectif de validation de la simulation numérique du soudage, nous considérons dans 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.

En ce qui concerne le choix du test de soudage devant servir de support à nos investigations, il aurait été possible de considérer une maquette industrielle préexistante. En effet, il existe sur le même 316L que celui que nous considérons dans notre étude, une base de donnée expérimentale relativement importante : il s'agit d'essais de remplissage multipasse (4 passes) d'un chanfrein central, en soudage TIG avec métal d'apport<sup>1</sup>. Les éprouvettes ayant servi pour ces tests ont été usinées dans la même plaque que celle dans laquelle ont été prélevées les éprouvettes ayant servi de support pour notre étude.

Cependant, la complexité de ces tests multipasses avec métal d'apport est conséquente par rapport aux essais disques soudés en TIG fixe sans métal d'apport, présentée dans la partie précédente. Aussi nous avons décidé de mettre en place un nouvel essai, dont la complexité se situe à mi-chemin entre les essais disques et l'essai industriel précité.

Pour ce nouvel essai, nous considérons 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. Une seule passe de soudage est considérée. Ainsi les problèmes multipasses et de modélisation des phénomènes liés à l'apport de métal sont évacués. En revanche, les effets tridimensionnels sont reproduits, et les conditions de soudage (vitesse de déplacement, puissance délivrée) sont très proches des conditions réelles pour une opération de soudage de ce type.

Dans la première partie de ce chapitre, nous présentons tout d'abord la géométrie des spécimens, et les moyens expérimentaux mis en place. Les essais réalisés ainsi que les résultats expérimentaux sont ensuite présentés et commentés. Nous rappelons ensuite les objectifs des différentes simulations numériques envisagées, puis la mise en données de celles-ci est décrite en détail. Enfin, les analyses comparatives calcul-expériences sont présentées. Ces analyses permettent d'apporter une conclusion globale sur la pertinence des résultats numérique obtenus, sur un cas test représentatif d'une opération de soudage TIG sur 316L.

---

<sup>1</sup> il s'agit de l'essai bipartite CEA-EDF maquette 24-25

## II MOYENS EXPERIMENTAUX

### II.1 GÉOMÉTRIE ET DIMENSIONS DES ÉPROUVETTES

Les spécimens utilisés lors de ce programme d'essai ont tous été usinés dans la plaque 30×1010×1520mm, dont les caractéristiques ont été présentées au chapitre 2 (II.1).

La géométrie de ces éprouvettes est spécifiée sur la figure 4.1. Notons qu'aucun traitement thermique préliminaire de type recuit ou autre n'a été appliqué aux éprouvettes avant essai.

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.

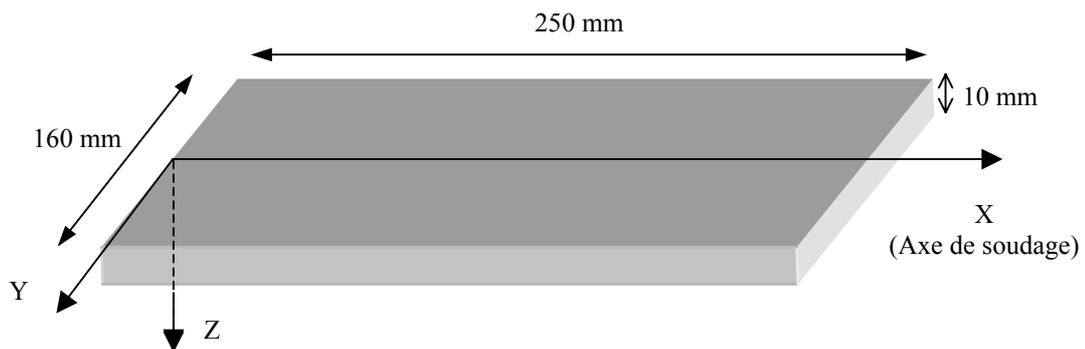


Figure 4.1 : Dimensions des Eprouvettes

Une épaisseur relativement importante de 10mm est choisie de façon à créer une zone fondue non traversante, et d'éviter les problèmes de trop grandes distorsions, rencontrées si la structure est trop mince (comme c'était le cas pour les disques d'épaisseur 5mm, présentés au chapitre précédent). De plus, les disques pour lesquels un bain de fusion était créé par TIG, présentés précédemment, étaient d'une épaisseur de 12mm, pour un diamètre de 160mm, donc d'une géométrie relativement proche de celle des plaques que nous considérons ici.

Aucun chanfrein n'est pratiqué sur la plaque. La ligne de fusion est en effet créée au moyen d'une torche TIG sans métal d'apport, selon X sur la ligne centrale de l'éprouvette, en partie supérieure.

L'usinage des éprouvettes, épaisses de 10mm, étant réalisé dans une tôle de 30mm d'épaisseur, l'une des faces des éprouvettes correspond au cœur de la tôle, alors que l'autre face correspond à la peau de la tôle. Toutes les éprouvettes ont été disposées de sorte que la face supérieure corresponde au cœur de la tôle.

## II.2 DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL ET MESURES RÉALISÉES

Ces essais ont été effectués en collaboration avec le laboratoire Unité des Technologies d'Assemblage du CEA/Saclay. Le dispositif expérimental est représenté sur les figures 4.2.a, b et c ci-dessous. L'instrumentation est similaire à celle précédemment mise en place sur les essais disques ; nous la décrivons brièvement ci-dessous.

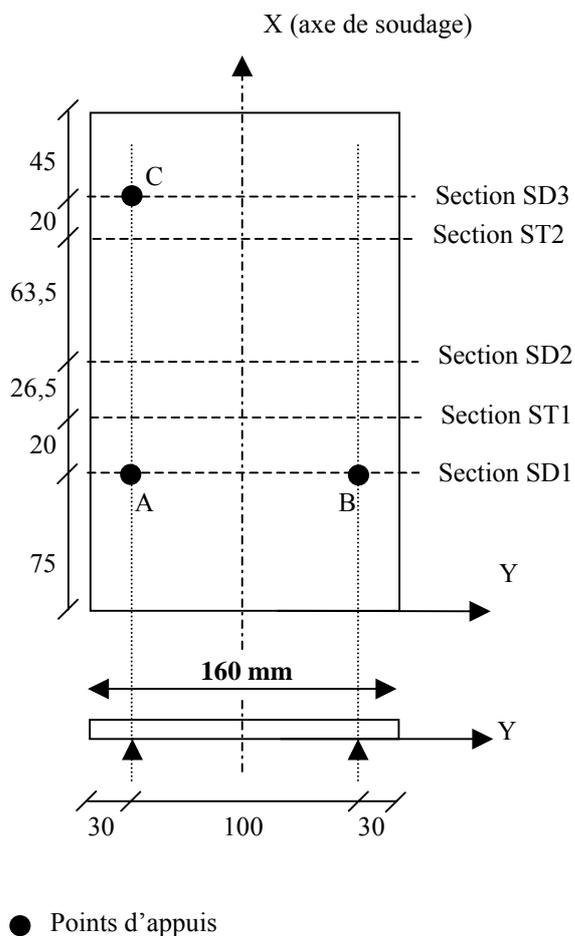


Fig. 4.2.a

Figure 4.2 : 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 cf. fig. 4.2.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. Aucun autre bridage mécanique n'est imposé. Ainsi, seul l'autobridage des parties latérales de la plaque qui restent froides génère déplacements et contraintes en cours de soudage et de refroidissement.

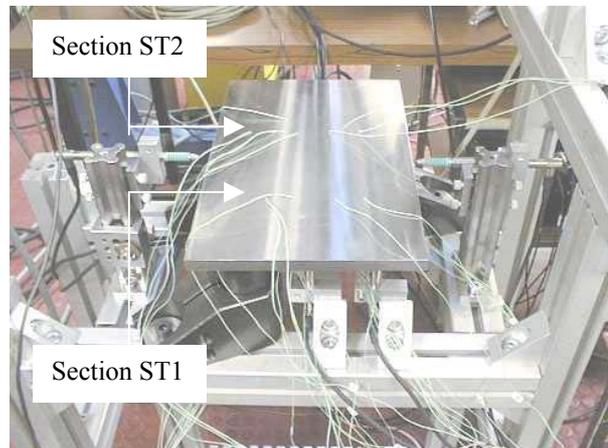


Fig.4.2.b : Vue de la plaque ; face supérieure

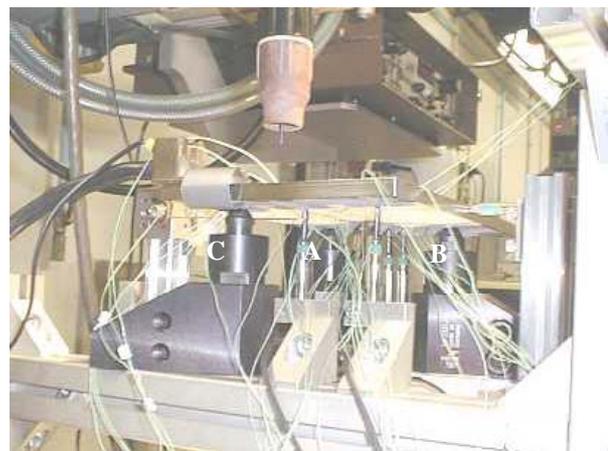


Fig.4.2.c Positionnement de la plaque sur les plots d'appuis (A ; B ; C)

La ligne de soudage est créée sur la ligne médiane (selon X) de la face supérieure, au moyen d'une torche TIG sans métal d'apport. Le soudage débute et s'arrête à 10mm des bords de la plaque. Le générateur de soudage ESAB Aristotig (250 AC/DC) permet de régler intensité, hauteur d'arc (avec une consigne de tension), débit de gaz, et vitesse automatisée de déplacement de la torche.

## II.2.2 Mesures en cours d'essai

Comme dans le cas des essais disques, deux types de mesures sont pratiquées 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 non-encombrement ces sections ne sont pas situées au même niveau, comme spécifié sur la figure 4.2.a.

### II.2.2.2 MESURES DE TEMPÉRATURES

Les mesures de températures sont effectuées par thermocouples type K (Chromel-Alumel), diamètre 78 microns, microsoudés sur la plaque (48 voies de mesures sont utilisées).

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 recalculer dans le temps l'évolution de la température d'une section à l'autre.

### II.2.2.3 MESURE DE DÉPLACEMENTS

Les mesures de déplacements sont effectuées par 8 capteurs inductifs type LVDT reliés à des enregistreurs SEFRAM. Les 8 capteurs inductifs ont une précision de quelques microns, pour une course maximale de +/-2mm. Six capteurs sont placés en face inférieure, pour mesurer les déplacements verticaux selon Z. Deux capteurs sont placés sur les bords latéraux de la pièce, pour mesurer le déplacement selon Y (cf. fig. 4.3).

Au niveau des 2 premiers plots d'appuis, les capteurs D1, D3 sont situés respectivement à 0mm (sous la ligne de soudure), et 12mm du centre. Au niveau du dernier plot d'appui, le capteur D4 est situé sous le cordon. Le capteur D5 est positionné symétriquement par rapport au plot d'appui de façon à vérifier que le déplacement du point situé en vis-à-vis du plot d'appui par rapport à la ligne de soudage est quasiment nul, et que la symétrie est conservée.

A mi-portée longitudinale entre les deux séries d'appuis, les capteurs D6 et D7 sont situés respectivement sous la ligne de soudage, et à 12mm de la ligne centrale. Ces deux capteurs ne sont pas placés exactement sur la même ligne transversale, mais sont décalés de 1mm l'un par rapport à l'autre (pour des raisons techniques de mise en place).

Les capteurs D2 et D8, mesurent le déplacement latéral de la pièce en cours de soudage, essentiellement afin de vérifier que le spécimen ne tourne pas trop, dans son plan, autour de Z lors de l'essai, et que l'alignement initial est respecté.

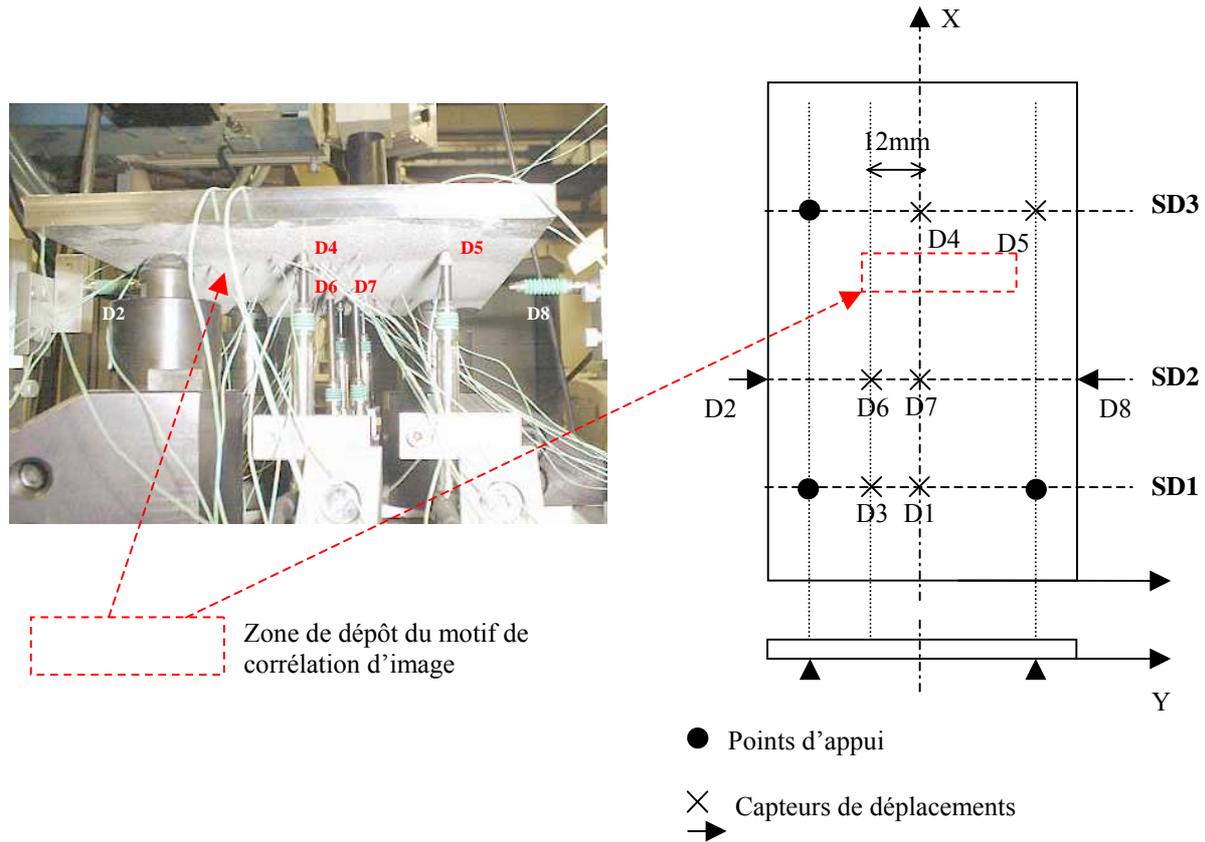


Figure 4.3 : Position des capteurs de déplacements : Verticaux (D1, D3, D6, D7, D4, D5) et latéraux (D2, D8) et zone de mesure de corrélation d'image

#### 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 (cf. chapitre 3, II.2.3.2). Des mesures ont également été effectuées au CEA en utilisant le logiciel de corrélation *Veddac*. Pour cela, un motif de nitrure de borh sur graphite (déjà utilisé pour les disques), est déposé pour créer un motif aléatoire sur la face inférieure, dans la zone centrale, vers les sections instrumentées (Cf. fig. 4.3).

Les déformations du motif sont filmées en cours d'essai. Ainsi il est possible d'avoir le champ de déplacement et de déformations résiduelles après retour à température ambiante, mais également en différents instants du soudage. Ces prises de vues nécessitent une caméra avec objectif télécentrique qui peut prendre en compte le changement de distance focale lors de l'essai, dû à une flexion de la plaque. L'objectif utilisé, de marque COMPUTAR, possède une focale de 55mm. Un diaphragme de 22 a été utilisé. Les prises de vues sont effectuées par caméra CCD Pulnix TM6 AS.

#### 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.2.3.2 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 au service RNE/EMA d'E.D.F, selon une procédure similaire à celle suivie pour les disques. La profondeur de polissage est de 500 microns.

- Pour une première section, situé à  $X = 75\text{mm}$  du bord inférieur de la plaque, les contraintes longitudinales ( $\sigma_{xx}$ , contraintes dans la direction de soudage) sont mesurées selon Y en face inférieure et supérieure.
- Pour une deuxième section, située à  $X = 140\text{mm}$  du bord inférieur de la plaque, les contraintes longitudinales ( $\sigma_{xx}$ , contraintes dans la direction de soudage) ainsi que les contraintes transversales ( $\sigma_{yy}$ , contraintes perpendiculaires à la direction de soudage) sont mesurées selon Y en face inférieure et supérieure.

Ces mesures de contraintes ne sont effectuées que pour le test n°1 (cf. III.1 ci-dessous).

## III TYPES D'ESSAIS REALISES

### III.1 SPÉCIFICITÉ DES TESTS RÉALISÉS

Deux tests, sur deux éprouvettes de géométrie identique ont été effectués. Pour ces deux tests, seule diffère la vitesse de déplacement de la torche (60mm/min pour le premier test, 40mm/min pour le second test), la puissance délivrée lors du soudage étant identique. L'instrumentation est la même pour les deux tests. Les paramètres de soudage pour ces deux tests sont spécifiés dans le tableau 4.1.

Les figures 4.4.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>
- Electrode en tungstène thorié, diamètre 1,6mm, angle d'affûtage 30° - Débit de gaz (argon pur) = 11 litres/min - Sortie d'électrode par rapport à la buse = 10mm -	

Tableau 4.1 : Spécificité des tests réalisés

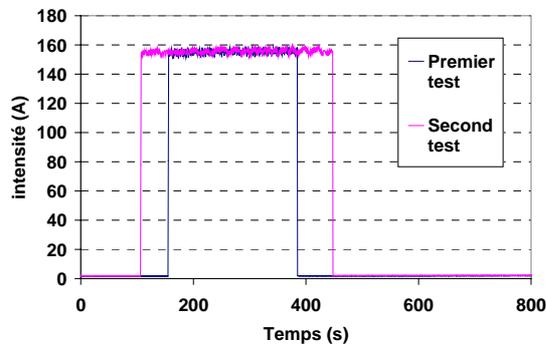


Fig.4.4.a

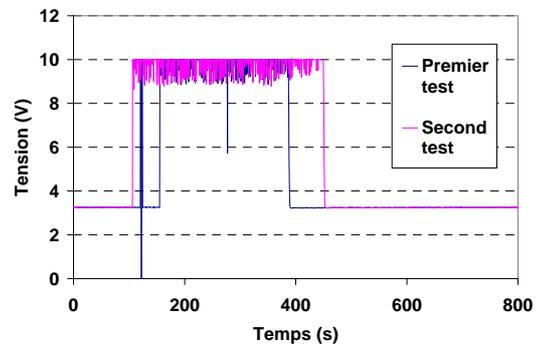


Fig.4.4.b

Figure 4.4 : Paramètres de soudage pour les deux tests : a) intensité ; b) tension

## III.2 COMMENTAIRES SUR LES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

### III.2.1 Températures

La figure 4.5 ci-dessous présente l'évolution des températures mesurées dans les deux sections ST1 et ST2, en face inférieure et supérieure, pour les deux tests. Les évolutions de température dans les deux sections étant fortement similaires, l'hypothèse d'un régime stationnaire en ce qui concerne les températures peut donc être raisonnablement adoptée, au moins en ce qui concerne la partie de la plaque située entre les deux sections.

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.

**Test n°1 : vitesse de soudage 60mm/min**

**Test n°2 vitesse de soudage 40mm/min**

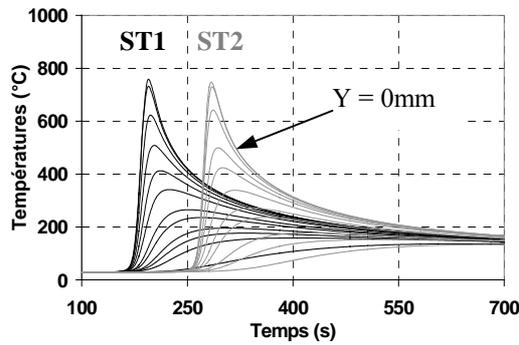


Fig. 4.5.a : Evolution de températures en fonction du temps mesurées pour les sections ST1 et ST2, en face inférieure, pour différentes valeurs de Y (de 0mm à 70mm)

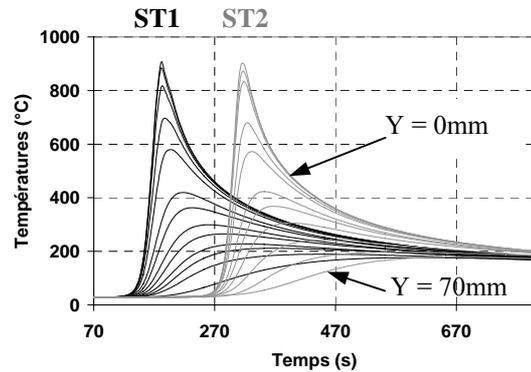


Fig. 4.5.b : Evolution de températures en fonction du temps mesurées pour les sections ST1 et ST2, en face inférieure, pour différentes valeurs de Y (de 0mm à 70mm)

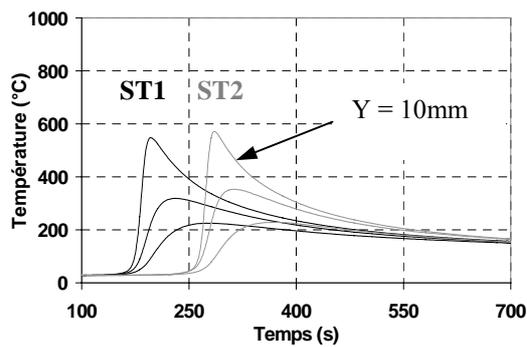


Fig. 4.5.c Evolution de températures en fonction du temps mesurées pour les sections ST1 et ST2, en face supérieure, pour différentes valeurs de Y (de 10mm à 60mm)

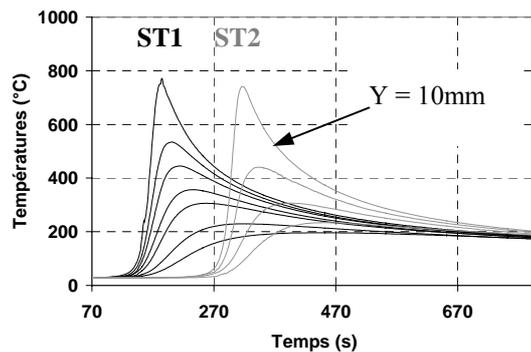


Fig. 4.5.d : Evolution de températures en fonction du temps mesurées pour les sections ST1 et ST2, en face supérieure, pour différentes valeurs de Y (de 10mm à 60mm)

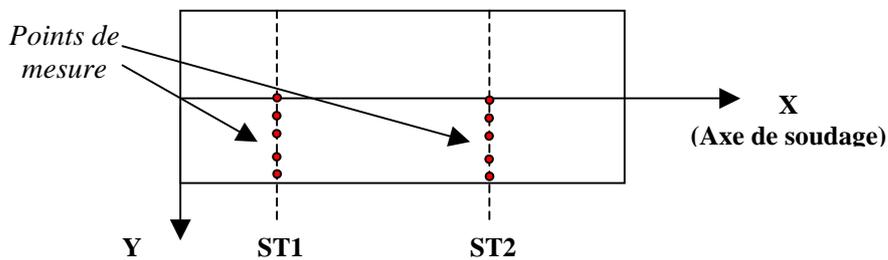


Figure 4.5 : Mesures de températures en cours d'essai

### III.2.2 Zone fondue

Les macrographies de zone fondue sont présentées sur les figures 4.6 et 4.7. (pour la position de ces sections par rapport à l'avancée de l'axe de soudage, cf. fig. 4.2)

On constate, 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. Notons toutefois 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 4.7 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)



largeur 9,06mm / profondeur 4,25mm

**Section SD1**



largeur 7,14mm / profondeur 4,17mm

**Section ST1**



largeur 6,81mm / profondeur 4,31mm

**Section SD3**



largeur 7,11mm / profondeur 4,31mm

**Section ST2**

Figure 4.6 : Zones fondues observées pour le test n°2 (V=40mm/min)

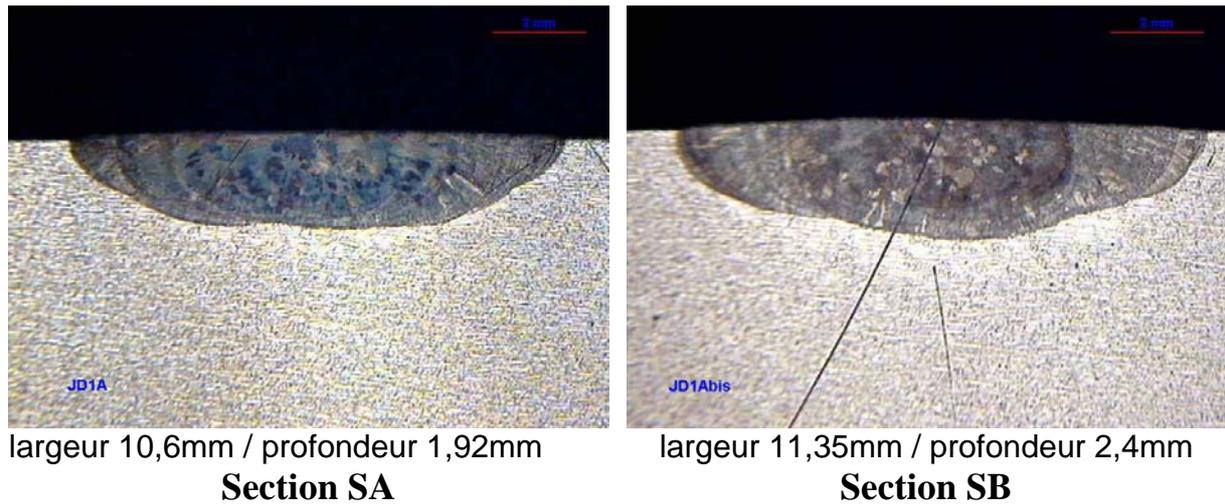


Figure 4.7 : Zones fondues observées pour un test similaire au test n°1 ( $V = 60\text{mm/min}$ )

### III.2.3 Déplacements transitoires et déformée finale

Les déplacements selon Z mesurés en fonction du temps pour les sections SD1, SD2 et SD3 sont représentés sur la fig. 4.8. Les instants de début et de fin de soudage y sont signalés par des traits verticaux, ainsi que l'instant de passage de la torche au droit de la section considérée. On constate une faible différence de comportement mécanique global selon l'essai. 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 terme 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 (cf. chapitre 3, fig. 3.20, 3.22, 3.24).

Le déplacement du capteur D5 reste globalement nul tout au long du chauffage. Lors du refroidissement, en revanche, ce capteur enregistre une légère descente, mais celle-ci reste inférieure à 200 microns. L'hypothèse de symétrie malgré les trois points d'appuis est donc confirmée de façon globalement satisfaisante.

Enfin, on constate que les déplacements latéraux de la plaque (D8, D2), représentés sur la figure 4.9 pour les deux tests, demeurent faibles.

**Test n°1 : Vitesse 60mm/min**

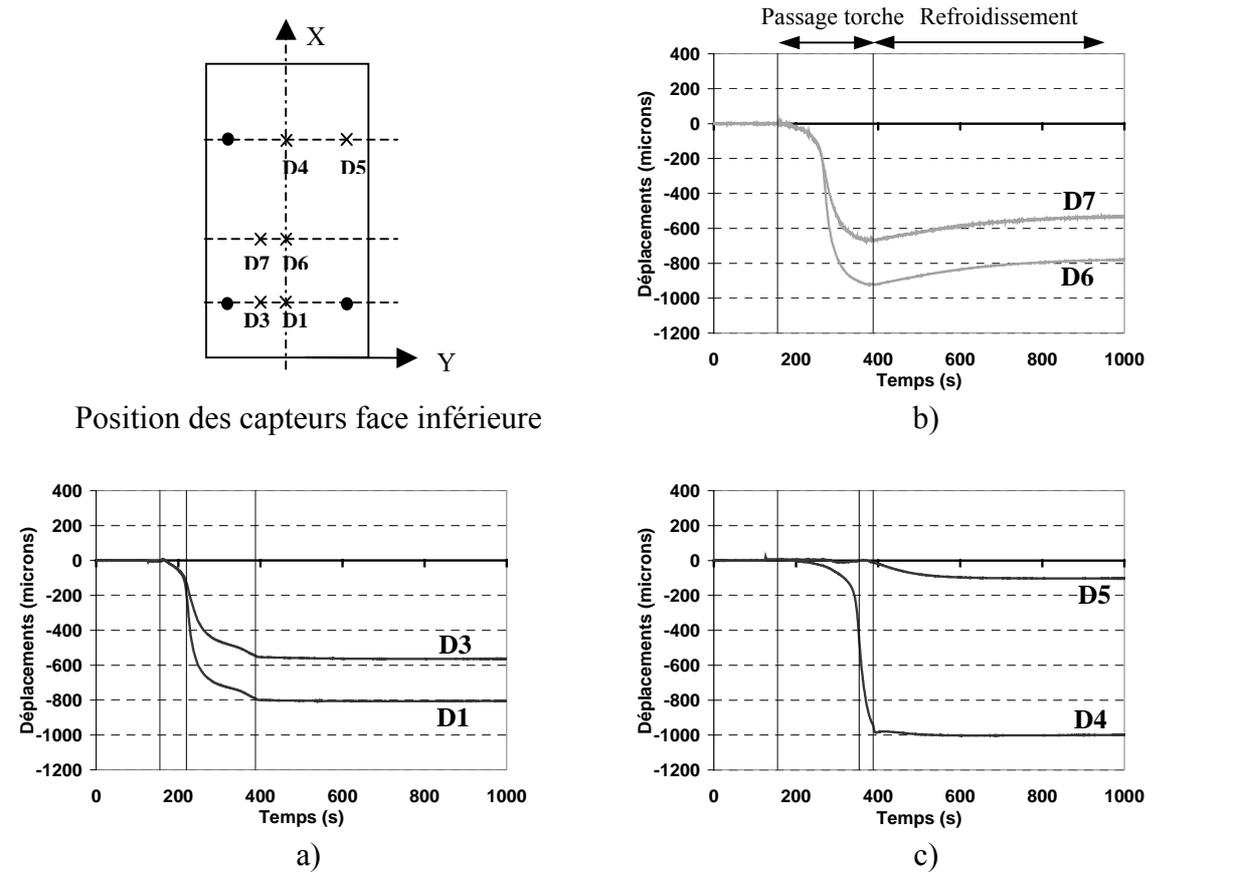


Figure 4.8 : Evolution des déplacements verticaux en fonction du temps dans les sections SD1, SD2, SD3 : a) Capteurs D1, D3 ; b) Capteurs D6, D7 ; c) Capteurs D4, D5

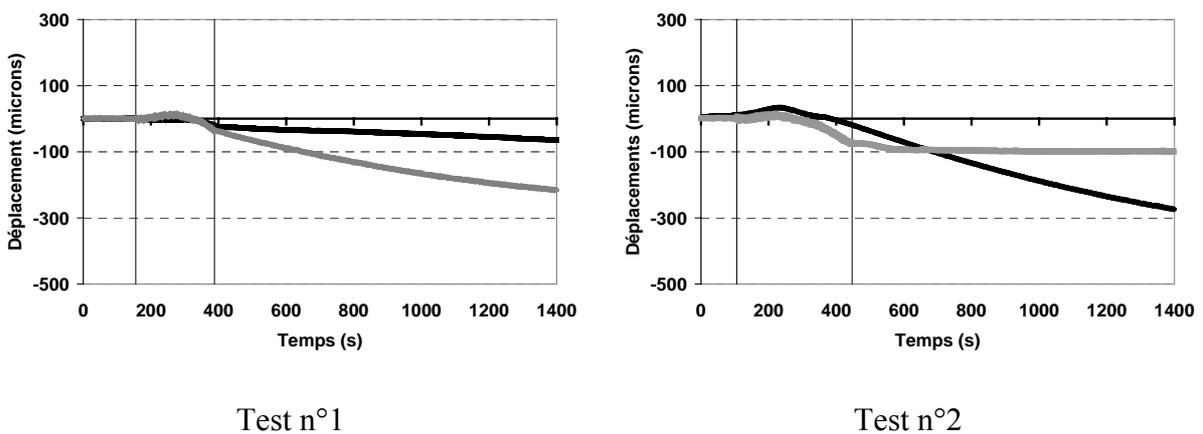


Figure 4.9 : déplacements latéraux des capteurs D2 et D8

**Test n°2 : vitesse 40mm/min**

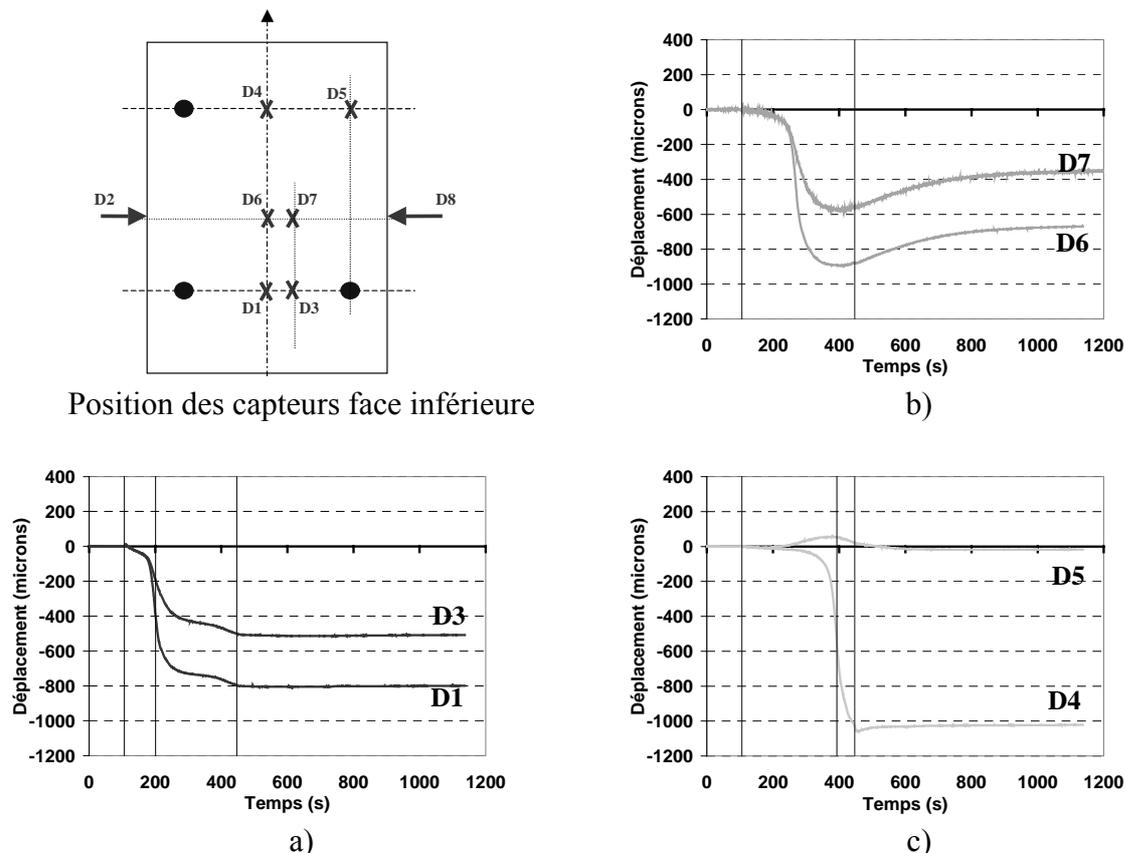


Figure 4.10 : Evolution des déplacements verticaux en fonction du temps dans les sections SD1, SD2, SD3 : a) Capteurs D1, D3 ; b) Capteurs D6, D7 ; c) Capteurs D4, D5

La déformée finale présente une flèche vers le bas d'amplitude 1mm environ. La figure 4.11, 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).

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

Les figures 4.12 et 4.13 donnent à titre d'exemple les déplacements résiduels ainsi que les déformations résiduelles, déterminés par corrélation d'image numérique, dans le cas du test n°2 (soudé avec une vitesse de déplacement de la torche de 40mm/min).

La figure 4.12 donne les déplacements résiduels obtenus dans les directions X et Y (déplacement UX et UY en fonction de l'axe Y, pour un X donné dans la zone de corrélation). La symétrie des déplacements de part et d'autre du cordon est mise en évidence de façon satisfaisante.

Sur la figure 4.13, les déformations résiduelles dans le plan (X, Y) de la face inférieure sont représentées. Seules les composantes  $\epsilon_{yy}$  (déformation transversale à l'axe de soudage) et  $\epsilon_{xy}$  sont représentées, les autres composantes du tenseur étant négligeables.

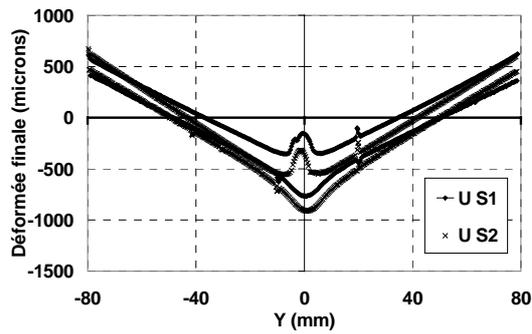


Figure 4.11.a : Déformée test 1 section SD1, SD2

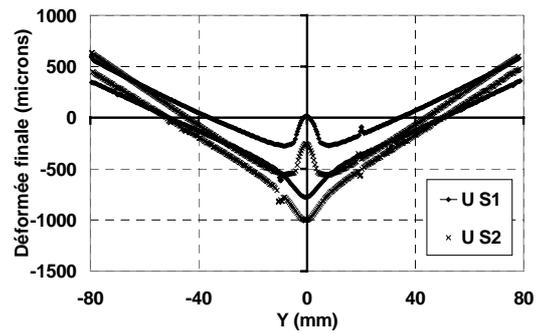


Figure 4.11.b : Déformée test 2 section SD1, SD2

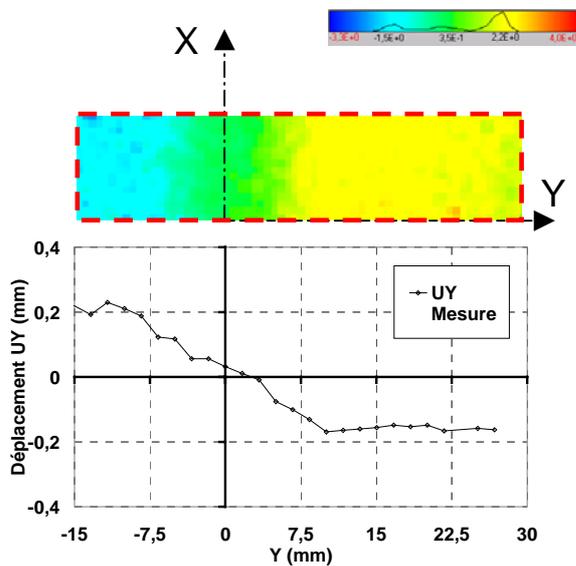


Figure 4.12.a : Déplacements résiduels UY obtenus en face inférieure par corrélation d'image numérique, dans la zone d'observation définie sur la fig. 4.3 ; Test n°2

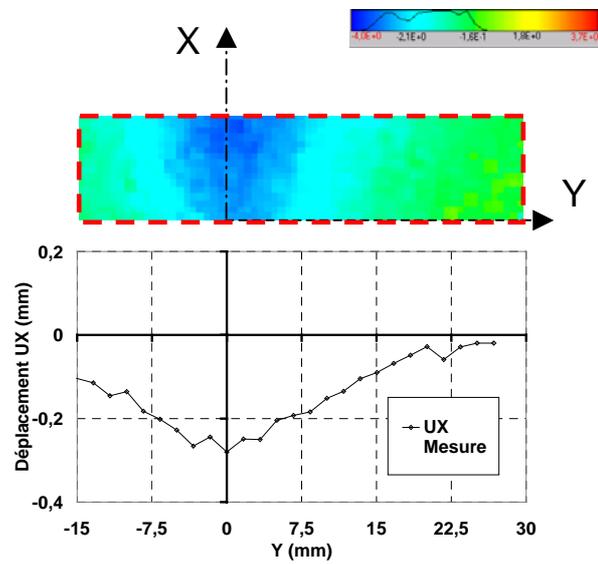


Figure 4.12.b : Déplacements résiduels UX obtenus en face inférieure par corrélation d'image numérique, dans la zone d'observation définie sur la fig. 4.3 ; Test n°2

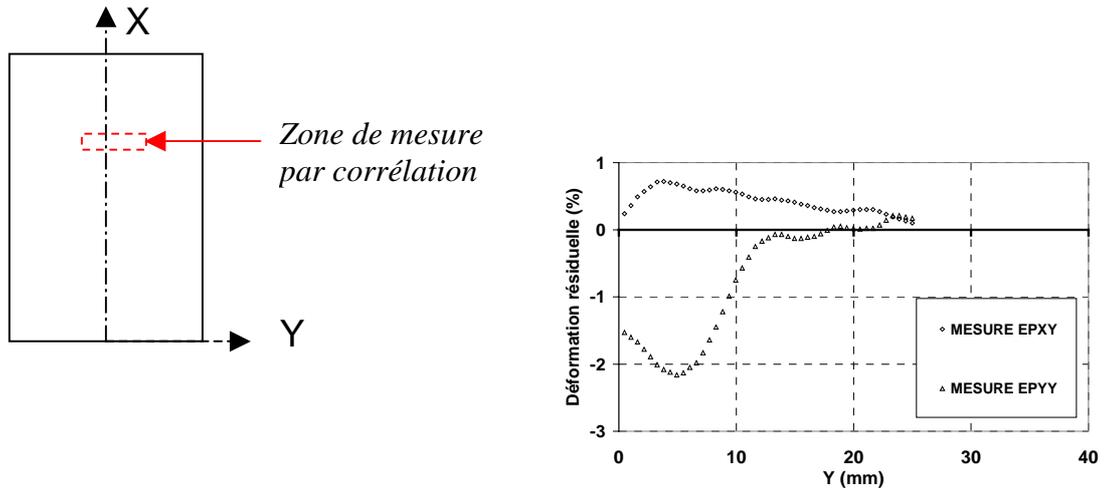


Figure 4.13 : Déformations résiduelles obtenues en face inférieure par corrélation d’image numérique ; Test n°2

### 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.

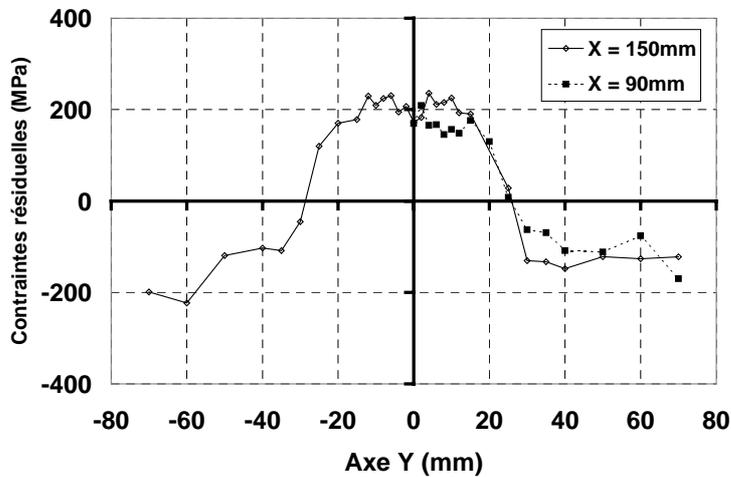


Figure 4.14 : Contraintes résiduelles longitudinales mesurées en face inférieure par diffraction de rayons X, pour deux sections transversales à la ligne de soudage – Test n°1

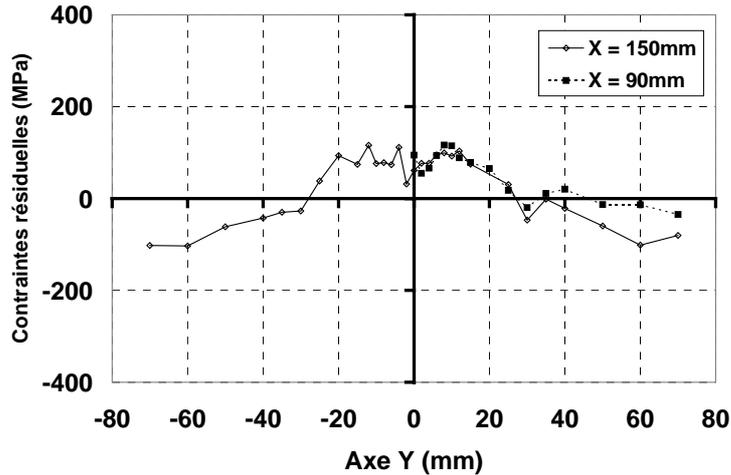


Figure 4.15 : Contraintes résiduelles transversales mesurées en face inférieure par diffraction de rayons X, pour deux sections transversales à la ligne de soudage – Test n°1

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 NUMERIQUES : OBJECTIFS

Il est ressortit de l'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 des 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 est nécessaire de faire un choix en ce qui concerne la dimension de la modélisation : bidimensionnelle ou tri-dimensionnelle (Cf. chapitre I, IV.2.2.2.3).

### i) 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. En particulier, nous considérerons le cas d'une simulation purement élastoplastique, et faisant abstraction de la caractérisation du matériau, en utilisant des paramètres mécaniques issus de la littérature. Les résultats de ces simulations seront comparés aux résultats du calcul de référence d'une part, et aux résultats expérimentaux d'autre part.

## ii) Simulations bidimensionnelles

Dans un second temps, des simulations numériques bi-dimensionnelles seront effectuées, afin d'apprécier l'erreur engendrée par ce type de modélisation, en considération du gain de temps qu'elle apporte. Les données matériaux pour ce type de simulation seront les plus fines dont nous disposons, ce qui correspond au cas du calcul tridimensionnel élasto-viscoplastique de référence.

Pour ces simulations 2D, différentes approches seront considérées :

- D'une part une approche classique qui considère une section perpendiculaire à l'avancée du soudage (chapitre 1, fig. 1.9.a). Dans ce cas, différents moyens de représenter l'apport de chaleur seront envisagés (cf. chapitre 1, IV,2.3.4) : histoire de température imposé, ou bien flux de chaleur imposé. Les calculs mécaniques seront ensuite effectués avec l'hypothèse de déformations planes, qui semble par ailleurs justifiée par le fait que les déformations résiduelles dans la direction X de soudage ( $\epsilon_{xx}$ ), mesurées dans une section transversale en fonction de Y par corrélation d'image, sont négligeables (bien que les déplacements résiduels dans la direction de soudage UX ne le soient pas). 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 ([MCD.93], [AND.78]). Cependant nous nous proposons 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.
- D'autre part, une approche moins courante sera considérée, qui consiste à effectuer un calcul 2D en ne maillant que le plan moyen de la plaque (chapitre 1, fig. 1.9.c). Dans cette configuration, les températures sont considérées comme indépendantes de Z, et le calcul mécanique est effectué en contraintes planes (les contraintes  $\sigma_{zz}$  sont négligées). Ce type de modélisation interdit les déplacements selon Z en cours d'essai ; le mouvement structural de la plaque et la déformée ne pourront donc pas être représentés. Toutefois, nous nous intéresserons dans ce cas essentiellement aux contraintes transitoires et résiduelles.

La comparaison entre les résultats du calcul 3D de référence, et ceux des calculs 2D, permettra ainsi d'estimer la marge d'erreur qu'il est possible d'obtenir lors de la simulation numérique d'un cas test représentatif d'une opération de soudage.

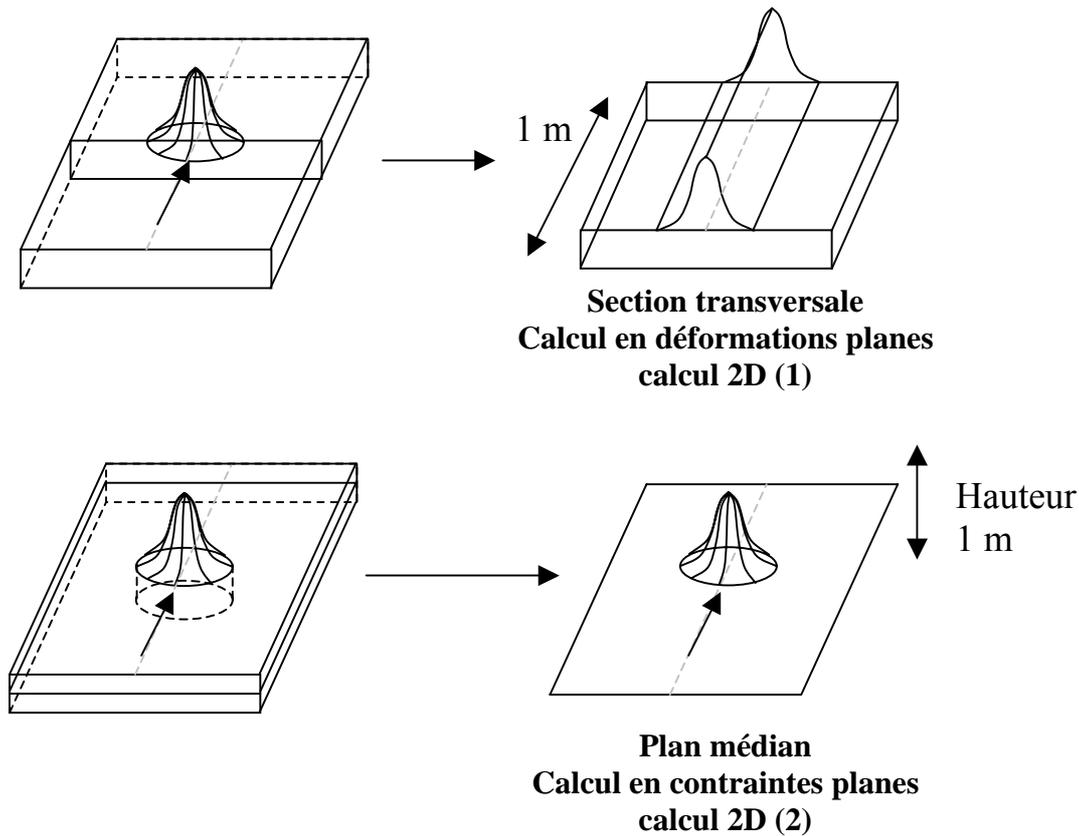


Figure 4.14 : Types de calculs 2D réalisés

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

### V.1 MAILLAGE

Etant donnée la symétrie du problème, seule une moitié de la plaque est maillée. En toute rigueur, 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 (voir déplacement du capteur D5, figure 4.8.c et 4.10.c), permettant le maillage d'une demie plaque et donc des temps de calculs raisonnables.

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.

*Remarque* : différents calculs ont été effectués, de façon à réduire au maximum la taille de ce maillage (pour éviter des temps de calcul trop prohibitifs) sans perdre de la précision. Le maillage utilisé représente un bon compromis entre temps de calcul et précision des résultats.

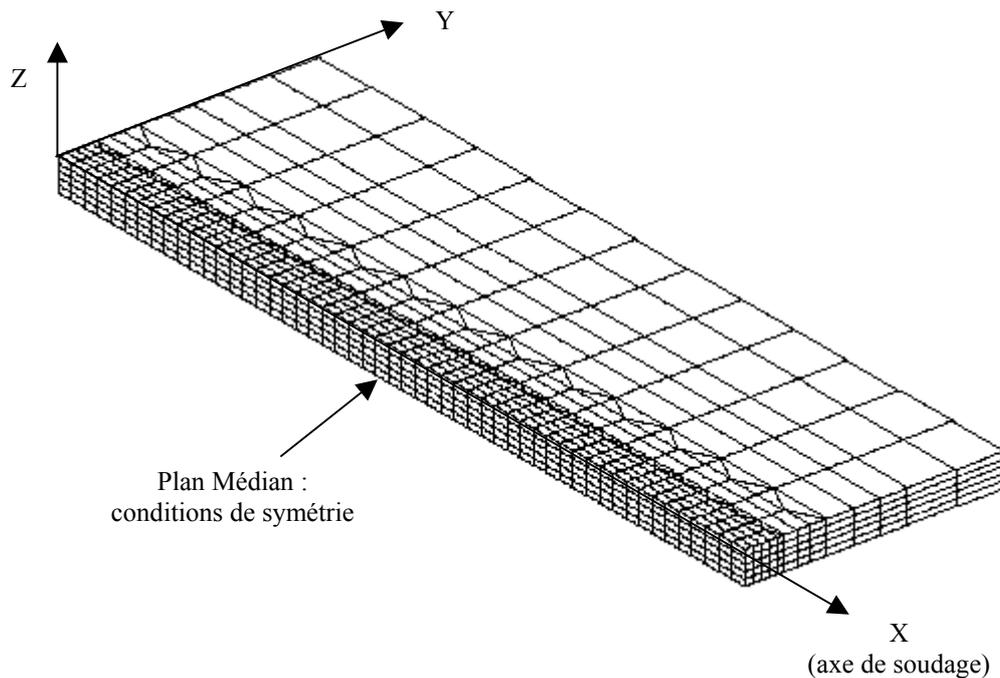


Figure 4.15 : Maillage utilisé pour les calculs tridimensionnels

## V.2 MODÉLISATION THERMIQUE

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

Avant de mener la simulation tridimensionnelle transitoire, prenant en compte le déplacement de la source de chaleur, nous devons caler les paramètres de cette source.

Les observations expérimentales en ce qui concerne les températures mesurées au cours du temps nous permettent d'effectuer l'hypothèse de quasi-stationnarité du point de vue thermique. Par conséquent, un calcul thermique quasi-stationnaire est effectué dans un premier temps, afin de caler au mieux les paramètres de l'apport de chaleur.

Pour cela, un volume  $\Omega'$  intérieur à la plaque, supposé infiniment long dans la direction de soudage, est maillé (cf. fig. 1.7, chapitre 1). L'équation de la chaleur est traitée dans un repère lié à la source, fixe sur ce maillage, en considérant un flux de matière à travers le maillage, à la vitesse  $-\mathbf{V}$ . Les caractéristiques du calcul thermique quasi-stationnaires sont rappelées dans le chapitre 1 en IV.2.1.4.

*Remarques :*

- i) La longueur du maillage selon la direction Y est arbitraire dans le cas du calcul quasi-stationnaire ; pour des raisons de commodité, une longueur égale à la longueur réelle de la plaque a été adoptée. Ainsi le même maillage peut être utilisé pour le calcul quasi-stationnaire ou pour le calcul transitoire.
- ii) La rapidité du calcul quasi-stationnaire permet de recourir à une densité de maillage, donc un nombre de degrés de libertés, plus élevés. L'optimisation du maillage tel qu'il a été présenté en V.1 a

donc été effectuée sur le calcul quasi-stationnaire, en comparant les résultats thermiques pour plusieurs maillages.

#### V.2.1.1 CONDITIONS AUX LIMITES THERMIQUES ET PROCÉDURE DE CALAGE DE L'APPORT DE CHALEUR

Dans le cas du calcul quasi-stationnaire, la face avant du domaine  $\Omega'$  est maintenue égale à la température ambiante (c'est la condition « initiale »), tandis que sur la face arrière ainsi que sur le plan de symétrie, une condition adiabatique (flux nul) est imposée. Sur les autres faces, excepté sous la source en face supérieure, les échanges thermiques avec le milieu extérieur sont de type convection-rayonnement (équation 1.13), en adoptant un coefficient d'échange de  $5\text{W/m}^2\cdot\text{°C}$  et une émissivité de 0,75.

En ce qui concerne le choix de la représentation de l'apport de chaleur, différents modèles, surfaciques ou volumiques, faisant intervenir plus ou moins de paramètres, peuvent être utilisés (cf. chapitre 1, IV.2.3). Dans les calculs présentés ici, trois types de sources de chaleur surfaciques, relativement simples, ont été calés en quasi-stationnaire (cf. fig 4.16)

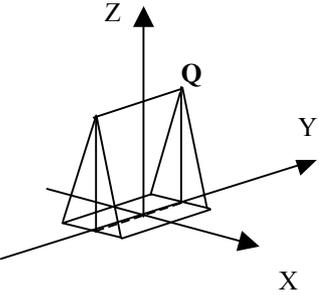
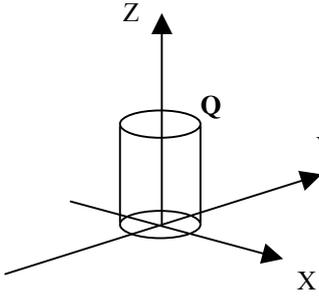
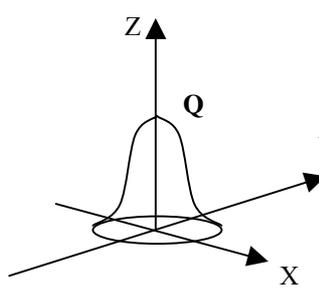
Le choix d'une source surfacique se justifie par la pénétration relativement faible, notamment dans le cas du test n° 1, du bain de fusion (cf. fig. 4.6 et 4.7) : en soudage TIG sans métal d'apport, l'énergie est en effet déposée essentiellement en surface. En outre, la reproductibilité très imparfaite du bain de fusion le long de l'axe de soudage dans le cas du test n°2 (fig.4.6) n'incite pas à caler un modèle volumique type double-ellipsoïde sur les macrographies. C'est pourquoi nous avons choisi une répartition de flux surfacique pour représenter l'apport de chaleur.

Le calage de ces différentes 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  $60\text{mm/min}$ , et test n°2 avec une vitesse de  $40\text{mm/min}$ )

#### V.2.1.2 PARAMÈTRES THERMOPHYSIQUES

Pour résoudre l'équation de la chaleur, une formulation enthalpique est utilisée (eq. 1.12). Les paramètres thermophysiques (enthalpie et conductivité en fonction de la température) sont identiques à ceux utilisés pour les simulations sur structures axisymétriques (cf. chapitre 3, IV.2.2.1).

*Remarque* : En quasi-stationnaire, des calculs ont été effectués avec ou sans prise en compte de la chaleur latente de fusion-solidification afin de voir l'influence de celle-ci. Il a été constaté que la prise en compte de la chaleur latente n'induit pas d'effet prépondérant sur le calcul des températures. Pour le calcul, la largeur de bain n'est pas affectée, et la longueur de bain ne l'est que très faiblement, dans le cas particulier considéré. Les températures en face inférieure calculées aux points de mesures ne sont, elles, pas du tout affectées par la prise en compte ou non de la chaleur latente. Ceci conforte par ailleurs les résultats obtenus sur les disques.

 <p style="text-align: center;">a)</p>	 <p style="text-align: center;">b)</p>	 <p style="text-align: center;">c)</p>
<p>Source triangulaire à base carrée de surface <math>S = 100\text{mm}^2</math></p> $Q_0 = \eta UI = Q \cdot \frac{S}{2}$ <p><math>Q = 20,5 \text{ MW/m}^2</math> ; <math>\eta = \mathbf{0,68}</math></p>	<p>Source cylindrique à base circulaire de rayon <math>R_s = 5\text{mm}</math></p> $Q_0 = \eta UI = Q \pi R_s^2$ <p><math>Q = 13,0 \text{ MW/m}^2</math> ; <math>\eta = \mathbf{0,68}</math></p>	<p>Source gaussienne ; paramètre de répartition <math>\sigma_a = 1,5\text{mm}</math> ;</p> $q = \eta UI \cdot \frac{1}{2\pi(\sigma_a)^2} \exp\left(-\frac{r^2}{2(\sigma_a)^2}\right)$ <p><math>Q = 74,2 \text{ MW/m}^2</math> ; <math>\eta = \mathbf{0,70}</math></p>
<p>Figure 4.16 : différents types de sources surfaciques utilisées</p>		

### V.2.1.3 RÉSULTATS OBTENUS POUR DIFFÉRENTES SOURCES DE CHALEUR

Sur la figure 4.16, les résultats obtenus pour les paramètres  $\eta$ , avec les différentes sources de chaleur, sont présentés. Il a par ailleurs été constaté que quel que soit le type de source utilisé, la répartition de température était similaire, même en des points proches de la source, du moment que la puissance nette  $\eta UI$  restait la même.

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.

Les valeurs de « rendement » ainsi trouvées, qui dépendent du choix de la forme de source choisie, se trouvent dans l'intervalle [0,6–0,9] classiquement admis dans la littérature.

En ce qui concerne la source gaussienne, la valeur  $\eta = 0,7$  n'est pas identique à celle obtenue sur les disques, avec cette même formulation gaussienne (une valeur  $\eta = 0,8$  avait été adoptée, cf. IV.2.2.2 du chapitre 3). Ceci peut s'expliquer par des paramètres de soudage légèrement différents, entre les deux essais ( $I=120\text{A}$  pour le disque contre  $I=150\text{A}$  pour la plaque), et par une différence de configuration (source fixe – source mobile). Cela montre que le paramètre  $\eta$  ne peut pas être fixé une fois pour toutes pour un modèle de source donnée, mais doit être ajusté sur des observations expérimentales.

### V.2.1.4 CONCLUSION SUR LE CALCUL THERMIQUE QUASI-STATIONNAIRE

Le calcul thermique quasi-stationnaire est utile pour caler rapidement les paramètres de la source de chaleur. En effet, un recalage sur des données expérimentales (mesures de températures ou observations macrographiques de la zone fondue) est toujours nécessaire. 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.

Les différentes sources donnant des résultats similaires, nous décidons donc d'adopter comme modèle de source pour le calcul tridimensionnel transitoire, la source triangulaire sur base carrée (fig. 4.16.a).

## 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 4.15. 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 en V.2.1.1. 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

La plaque est placée sur deux points d'appuis (avec l'hypothèse de symétrie parfaite), situés en  $Y = 50$  mm, pour les deux sections SD1 et SD2, conformément à l'expérience (fig. 4.2). Des conditions de symétrie sont imposés sur le plan médian (déplacement selon Y nul).

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, intervenant dans les modèles (équations 1.74 à 1.76) sont identiques à ceux utilisés pour les calculs sur disques sous transitoires thermiques laser. Il s'agit des paramètres issus de la caractérisation présentée au chapitre 1. Pour les températures supérieures à  $1000^{\circ}\text{C}$ , les paramètres visqueux sont extrapolés (cf. chapitre 1, V.1.5.5). Cette extrapolation ne porte en fait que sur  $\eta$  et  $n$ , les paramètres  $C$  et  $m$  étant pris égaux à 1 à partir de  $1000^{\circ}\text{C}$ . En ce qui concerne le coefficient de dilatation, celui-ci est pris constant à partir de  $1100^{\circ}\text{C}$ .

#### V.3.2.2 CALCUL AVEC DIFFÉRENTES DONNÉES MATÉRIAU

Dans la littérature, la modélisation mécanique du matériau lors d'une opération de soudage est le plus souvent de type élasto-plastique, la dépendance du comportement mécanique vis-à-vis de la vitesse de sollicitation étant en général négligé. En revanche la dépendance des données élastoplastiques vis-à-vis de la température est prise en compte. Pour les hautes températures, il est d'usage de considérer une température limite (« cut-off »), au-delà de laquelle les propriétés n'évoluent plus (cf. chapitre 1,

V.3.7), et cela pour deux raisons principales (Cf. par exemple [LIN.02]) : d'une part les propriétés mécaniques sont inconnues à haute température, et d'autre part, des problèmes numériques peuvent survenir si la valeur des paramètres spécifiés est trop basse.

Deux calculs tridimensionnels purement élastoplastiques sont donc effectués :

- Un calcul utilisant les données matériau élastoplastiques issues de la caractérisation présentée dans le chapitre 1, en considérant une température de coupure de  $1100^{\circ}\text{C}$ , 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  $1100^{\circ}\text{C}$ , au-delà de laquelle les paramètres sont constants. Un écrouissage linéaire isotrope est également considéré.

Ces deux calculs sont comparés dans la partie VII aux résultats du calcul de référence, ainsi qu'aux résultats expérimentaux.

## VI SIMULATIONS NUMERIQUES BI-DIMENSIONNELLES : MISE EN DONNEES

### VI.1 CALCULS 2D (1) : SECTION TRANSVERSALE

Dans ce cas, une section perpendiculaire à l'avancée de la torche est maillée (fig. 1.9.a). On considère alors une longueur unité dans la direction de soudage (cf. IV.2.3.4). Dans cette situation, le flux longitudinal (perpendiculaire à la section), ainsi que les déplacements longitudinaux, sont négligés.

#### VI.1.1 Maillage

L'avantage essentiel de ce type de modélisation est la diminution du temps de calcul. Pour cette raison, un maillage plus dense a pu être adopté. Celui-ci est représenté sur la fig. 4.17 ci-dessous. Il se compose de 2097 nœuds et de 1208 mailles. Les éléments sont quadratiques.

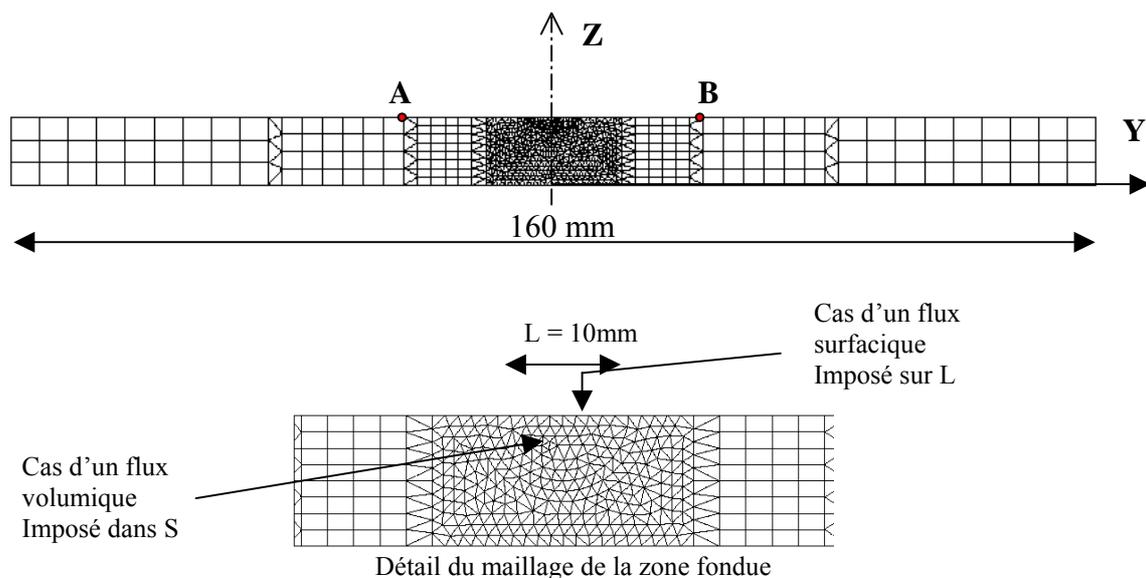


Figure 4.17 : maillage d'une section transversale à l'axe de soudage utilisé pour l'analyse 2D

## VI.1.2 Modélisation thermique

### VI.1.2.1 PARAMÈTRES THERMOPHYSIQUES

Les paramètres thermophysiques utilisés sont identiques à ceux utilisés pour l'analyse tridimensionnelle (V.2.1.2). La chaleur latente est également prise en compte.

### VI.1.2.2 REPRÉSENTATION DE L'APPORT DE CHALEUR

Dans le cas d'une simulation bi-dimensionnelle qui considère une section transversale à l'avancée du soudage, il faut prendre en compte l'énergie totale de soudage par unité de longueur  $E$  (cf. équation 1.41), déposée simultanément sur une longueur unité, mais répartie dans le temps de façon à reproduire l'approche et l'éloignement de la source de chaleur.

Test n°1 (V = 60mm/min)	Test n°2 (V = 40mm/min)
$E = \eta \frac{UI}{V} = \eta \times 1,5 \text{ MJ/m}$	$E = \eta \frac{UI}{V} = \eta \times 2,25 \text{ MJ/m}$

Tableau 4.2 : Energie par unité de longueur pour les deux tests

Il existe alors différentes façons de répartir cette énergie sur le maillage et dans le temps (cf. chapitre 1, IV.2.3.4). Nous considérons ici trois approches différentes :

- Tout d'abord, une approche en températures imposées (figure 1.12, chapitre 1), pour laquelle nous imposons une histoire de température à la partie du maillage correspondant à la zone fondue (relevée sur macrographie, cf. figure 4.6 et 4.17). Il s'agit d'une montée linéaire de température en fonction du temps jusqu'à la température de fusion (1475°C), suivie ou non d'un temps de maintien. Puis pour la phase de refroidissement, des échanges radiatifs et convectifs sont considérés avec l'extérieur, en adoptant un coefficient d'échange de 5W/m.°C et une émissivité de 0,75.
- D'autre part une approche en flux volumique (figure 1.13 chapitre 1), pour laquelle nous imposons un flux volumique à la partie du maillage correspondant à la zone fondue (de section transversale  $S$ ). Ce flux est également distribué en fonction du temps.
- Enfin une approche en flux surfacique, pour laquelle nous imposons un flux surfacique à la partie du maillage correspondant à la surface (de largeur  $L$ ) de la zone fondue.

L'ajustement des paramètres (temps de montée, temps de maintien, etc...) est effectué de façon à reproduire au mieux les évolutions de températures mesurées par thermocouples en face inférieure et supérieure. Cet ajustement n'a pas été aisé à réaliser et a nécessité de nombreux calculs successifs. En fin de compte, les spécificités des cycles de chauffage, pour les différents cas (températures imposées ou flux imposé) sont spécifiés dans le tableau 4.3.

*Remarque* : Seul le deuxième test ( $V_{\text{soudage}} = 40\text{mm/min}$ ) a été modélisé.

Dans le cas de l'approche en flux volumique, l'énergie totale appliquée (par unité de longueur) correspondant au chargement thermique est de :

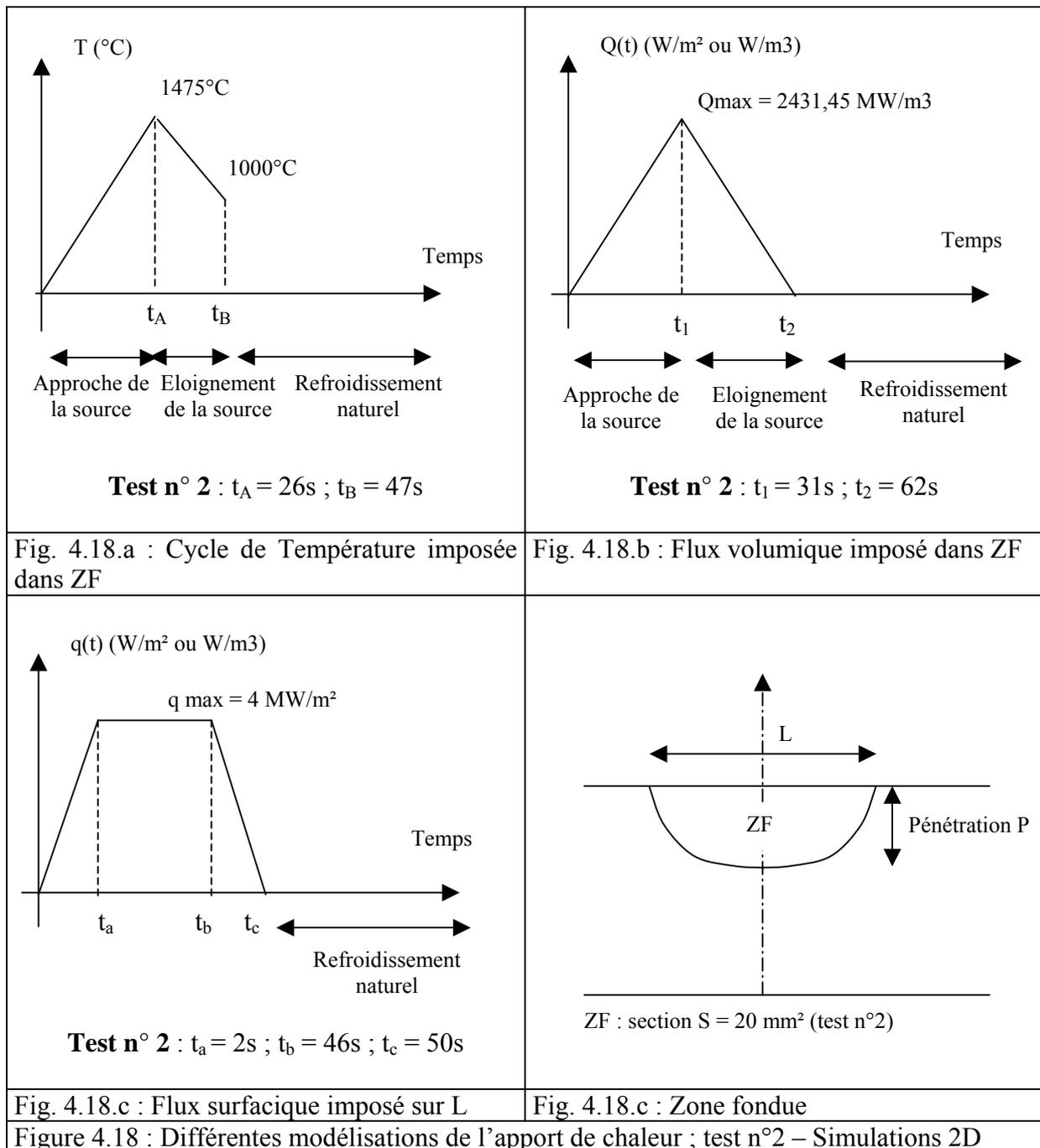
$$Q_{\text{max}} \times ((t_1)/2 + (t_2 - t_1)/2) \times S \quad (4.1)$$

Cette énergie correspond à 67% de l'énergie émise UI/V, ce qui est par ailleurs en bon accord avec les valeurs de coefficients  $\eta$  obtenues pour l'analyse tridimensionnelle avec les différents types de sources (cf. fig. 4.16).

Dans le cas de l'approche en flux surfacique, l'énergie totale appliquée (par unité de longueur) correspondant au chargement thermique est de :

$$q_{\max} \times (t_b - t_a + t_c) / 2 \times L \quad (4.2)$$

Cette énergie correspond à 83% de l'énergie émise UI/V, qui est une valeur un peu plus élevée que les valeurs de coefficients  $\eta$  obtenues pour l'analyse tridimensionnelle avec les différents types de sources (cf. fig. 4.16).



### VI.1.3 Modélisation mécanique

Les calculs effectués sont des calculs élasto-viscoplastiques en grandes déformations, effectués avec l'hypothèse de déformations planes. La loi de comportement utilisée ainsi que les paramètres thermomécaniques fonction de la température, intervenant dans les modèles (équations 1.74 à 1.76) sont identiques à ceux utilisés pour les calculs tridimensionnels (cf. V.3).

Dans le cas de l'hypothèse de déformation planes, tout ce passe comme si toute la plaque était fixée de façon rigide dans la direction longitudinale [LIN.01a]. Cette hypothèse peut être allégée par l'hypothèse de déformations planes généralisées : dans ce cas la déformation longitudinale n'est plus nulle mais peut être constante, ou bien varier linéairement sur la section en fonction de Y (voir par exemple [AND.78]). Cependant nous considérons ici le cas le plus restrictif des déformations planes non généralisées.

La section considérée est posée sur deux appuis (fig. 4.17) en adoptant une hypothèse de symétrie parfaite (on peut donc considérer qu'il s'agit de la section SD1 située entre les appuis A et B, cf. figure 4.2).

Le problème posé par ce type de modélisation, est que le bridage de la section considérée n'est pas correctement pris en compte. En effet, en l'absence d'autres conditions limites que les deux appuis simples, la section est libre de fléchir dans son plan. En réalité, sa capacité à fléchir est limitée par la présence du reste de la plaque, perpendiculaire au plan modélisé, qui tend à brider fortement la section.

Pour cette raison, deux calculs mécaniques sont effectués, à la suite du calcul thermique :

- D'une part un calcul pour lequel la section est simplement posée sur deux appuis
- D'autre part un calcul pour lequel les déplacements verticaux (selon Z) de la plaque sont empêchés pendant toute la durée du chauffage ( blocage des points A et B en face supérieure, cf. fig. 4.18), afin de reproduire le bridage du reste de la plaque.

Bien qu'aucune de ces deux hypothèses ne soit réellement satisfaisante du point de vue du mouvement structural (déplacements, déformée finale), nous nous attachons essentiellement au champ de contraintes résiduelles qui sera déterminé par cette modélisation.

## VI.2 CALCULS 2D (2) : PLAN MEDIAN

Dans ce cas, le plan moyen de la plaque est maillée (fig. 1.9.c) (cf. IV.2.3.4). On considère alors que la plaque possède une « épaisseur » unitaire (1m), et que les températures, contraintes, etc., sont indépendants de z. La contrainte dans l'épaisseur est négligée, et la déformation de la section a lieu dans le plan de la plaque.

### VI.2.1 Maillage

Dans ce type de modélisation, la source de chaleur est mobile, et se déplace le long de l'axe central du plan modélisé. Nous choisissons d'utiliser un maillage similaire à celui utilisé pour la face supérieure de la plaque modélisée en tri-dimensionnel (cf. fig. 4.15). Ce maillage est donné ci-dessous. Il comporte 1301 nœuds et 910 mailles quadratiques. La moitié de la plaque est modélisée (hypothèse de symétrie parfaite).

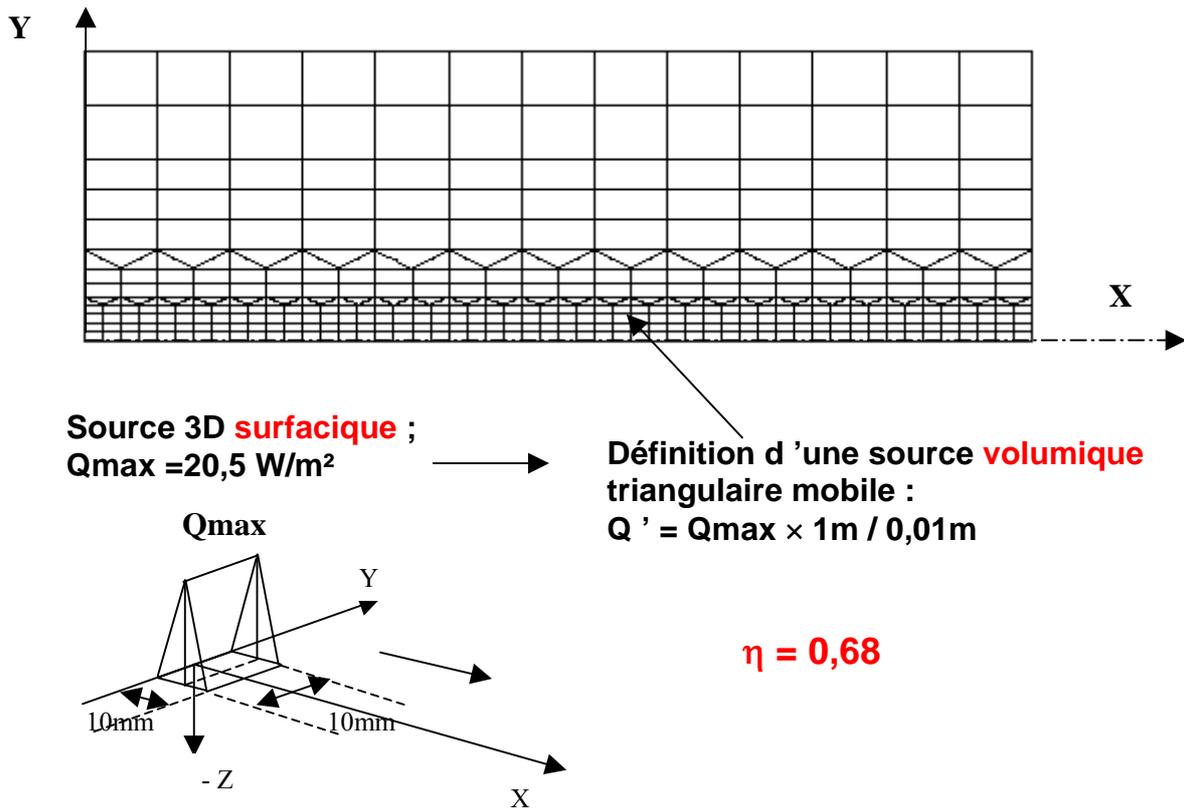


Figure 4.19 : maillage et source de chaleur utilisés pour l'analyse 2D en contraintes planes

### VI.2.2 Représentation de l'apport de chaleur

Dans le cas d'une simulation bi-dimensionnelle qui considère le plan (X, Y) de la plaque, il faut prendre en compte une source de chaleur mobile (contrairement au cas de la simulation considérant une section transversale, pour laquelle la source de chaleur était fixe sur le maillage). Pour la définition de cette source de chaleur, nous choisissons une source surfacique, équivalent au modèle de source choisi pour l'analyse tri-dimensionnelle : il s'agit de la source triangulaire à base carrée (figure 4.16.a), avec un rendement  $\eta$  de 68%. Cependant, les analyses tridimensionnelles étaient effectuées sur la plaque réelle, d'épaisseur 10mm. Nous devons dans le cas de ces simulations 2D considérer le fait que l'épaisseur est unitaire (1m). Pour cette raison, la valeur maximale du flux dans le cas des simulations 2D vaut donc :

$$\text{Flux (cas 2D)} = \text{Flux (cas 3D)} \times 1\text{m} / 0,01\text{m} \quad (4.3)$$

Cette source de chaleur se déplace à la vitesse V (60mm/min ou 40mm/min) sur le maillage.

### VI.2.3 Modélisation mécanique

Les calculs effectués sont des calculs élasto-viscoplastiques en grandes déformations, effectués avec l'hypothèse de contraintes planes. La loi de comportement utilisée ainsi que les paramètres thermomécaniques fonction de la température, intervenant dans les modèles (équations 1.74 à 1.76) sont identiques à ceux utilisés pour les calculs tridimensionnels (cf. V.3).

En ce qui concerne les conditions limites, les déplacements selon Y de l'axe médian sont bloqués, ainsi que les déplacements selon X du bord supérieur de la plaque (point A, fig. 4.19). Ce type de modélisation ignore donc les déplacements selon Z. Nous nous intéresserons donc aux résultats de contraintes résiduelles.

## VII ANALYSES COMPARATIVES CALCUL-EXPERIENCE

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.

### VII.1 SIMULATIONS 3D COMPLÈTES

#### VII.1.1 Analyse thermique

##### VII.1.1.1 TEMPÉRATURES

Les figures 4.20 à 4.22 donnent, pour les tests n°1 et 2, les évolutions de températures calculées et mesurées dans une section transversale à l'avancée de la torche de soudage, en différents points des faces inférieures et supérieures. Etant donné que les mesures de températures en face inférieure ont servi à caler l'apport de chaleur en quasi-stationnaire, il est normal que l'adéquation calcul expérience soit également excellente en face inférieure pour le calcul transitoire.

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.

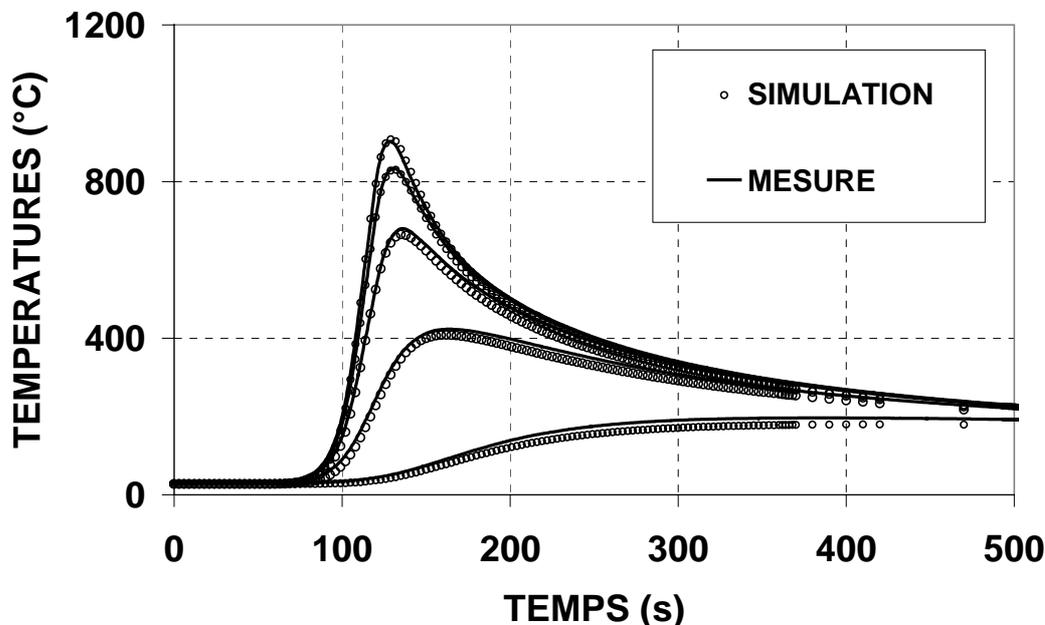


Figure 4.20 : Evolutions de températures en fonction du temps, en face inférieure, en différents points ( $Y = 0, 5, 10, 20, 50\text{mm}$ ) ; Test n°2 ( $V=40\text{mm/min}$ )

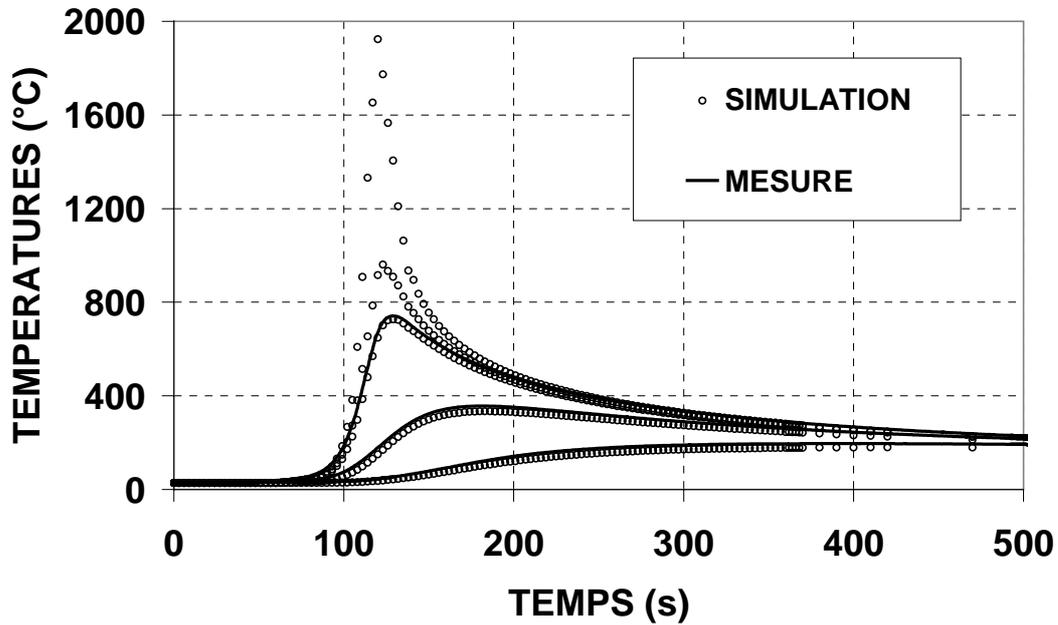


Figure 4.21 : Evolutions de températures en fonction du temps, en face supérieure, en différents points (Y = 0, 8, 10, 25, 50) ; Test n°2 (V=40mm/min):

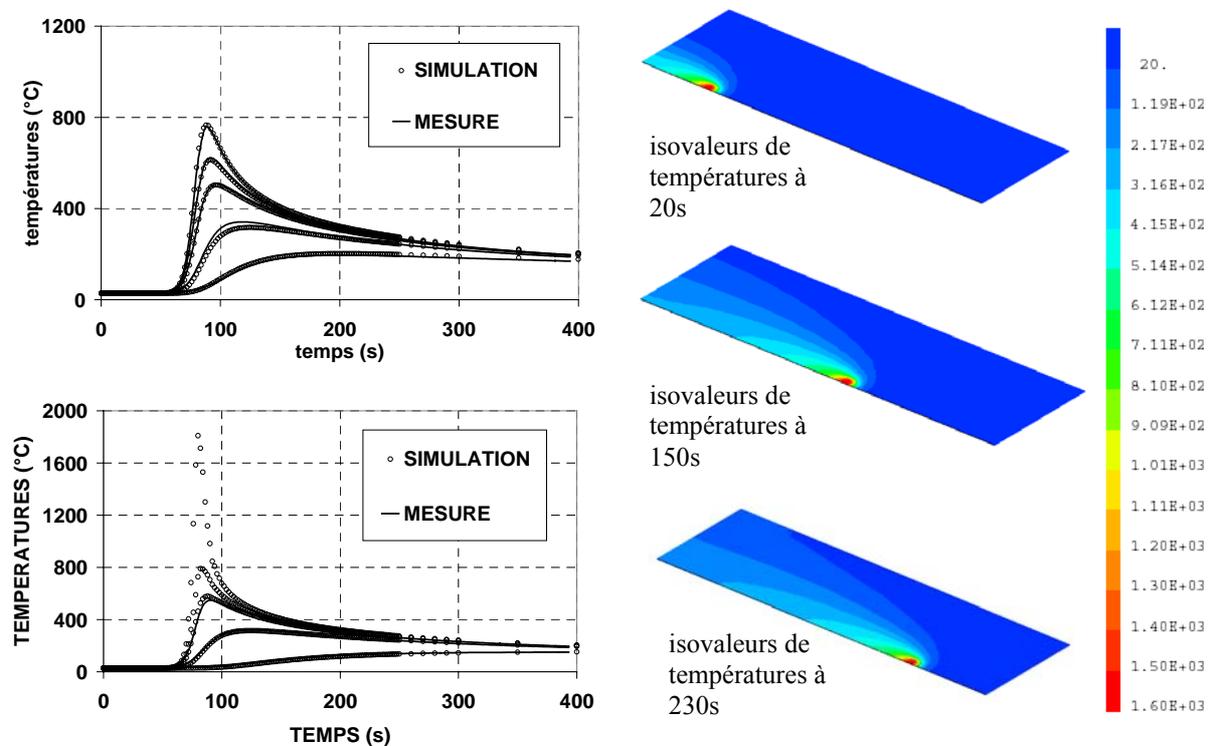


Figure 4.22 : Evolutions de températures en fonction du temps, en face supérieure, (Y = 0, 8, 10, 20, 50mm) et inférieure (Y =0, 8, 11, 20, 35mm); Test n°1 (V=60mm/min)

### VII.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 4.23. La taille de la zone fondue est comparée pour les deux sections transversales à la ligne de soudage (sections SD1 et SD2, cf. fig. 4.2 pour leur localisation).

Dans le cas du test n°1 (vitesse de soudage 60mm/min), la zone fondue est bien représentée par le calcul. En effet, la zone fondue étant peu pénétrante, une source de chaleur surfacique est tout à fait adéquate. Dans le cas du test n°2 (vitesse de soudage 40mm/min), en revanche, la profondeur de pénétration est légèrement sous-estimée par le calcul, qui prévoit une zone fondue plus étalée.

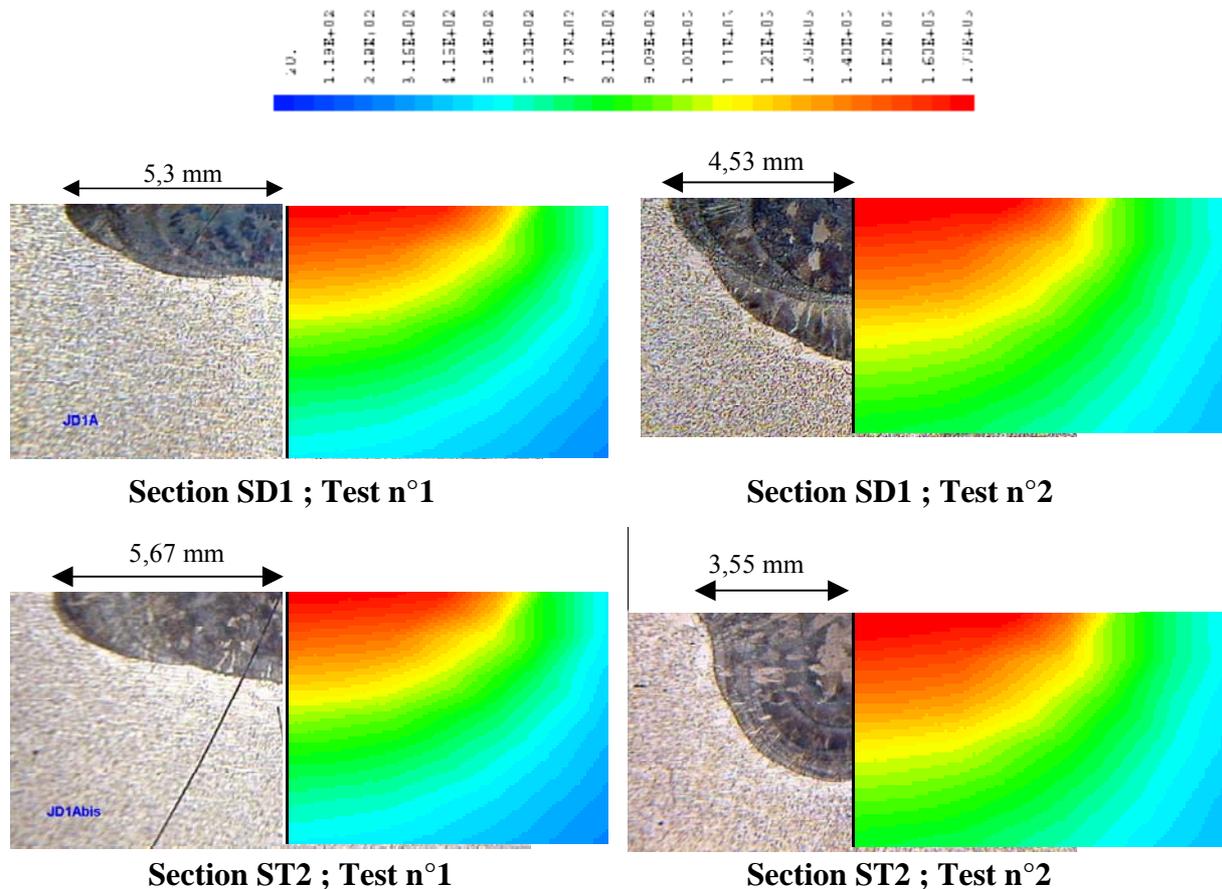


Figure 4.23 : comparaison des zones fondues calculées aux relevés macrographiques

## VII.1.2 Analyse mécanique : calcul de référence

### VII.1.2.1 DÉPLACEMENTS TRANSITOIRES ET DÉFORMÉE FINALE

Les déplacements transitoires pour les tests n°1 et 2 sont comparés aux résultats expérimentaux sur les figures 4.24 et 4.25. Pour les deux tests, l'adéquation calcul expérience est excellente dans la première section d'appui, à l'endroit des capteurs D1 et D3 (voir fig. 4.3 pour la position des capteurs). Pour les capteurs D6 et D7, la concordance est plutôt satisfaisante, bien que la flèche maximale atteinte soit légèrement sous-estimée, mais toute la partie correspondant à l'approche de la source et son passage au droit de la position des capteurs est très bien reproduite par le calcul.

En ce qui concerne la dernière ligne de capteur, seul le déplacement du capteur D4 est calculé, étant donné que l'hypothèse de symétrie parfaite a été adoptée pour le calcul (le déplacement D5 « calculé », est bien entendu égal à zéro, ce qui n'est pas tout à fait le cas du déplacement D5 mesuré). Le déplacement du capteur D4 est bien reproduit pendant toute la durée du passage de la torche. En revanche, lors de la phase de refroidissement, le calcul s'éloigne des mesures, surtout dans le cas du test n°1 : dans ce dernier cas, cela peut sans doute s'expliquer par le fait de la symétrie imparfaitement conservée lors de la phase de refroidissement (après 250s environ), car le capteur D5 enregistre une légère descente lors de cette phase. Cependant la concordance entre calculs et mesures est globalement satisfaisante.

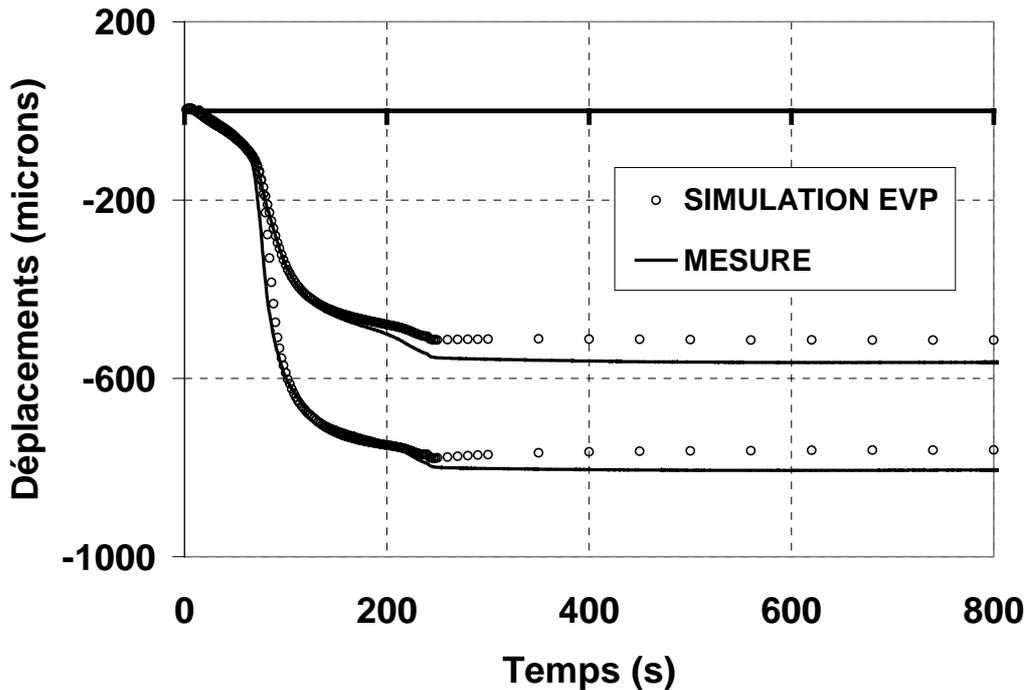


Figure 4.24.a : Evolution en fonction du temps des déplacements verticaux de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage, et à une distance de 12mm de l'axe de soudage : capteurs D1 et D3; comparaison mesure-simulation élastoviscoplastique - Test n°1

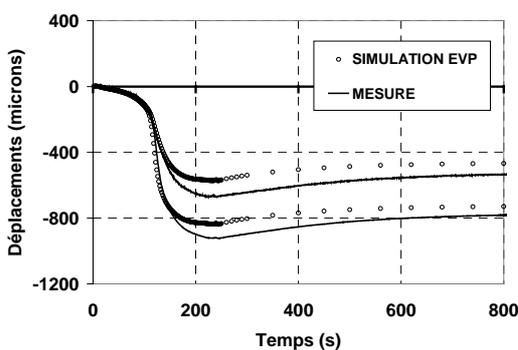


Figure 4.24.b : Evolution en fonction du temps des déplacements verticaux de la face inférieure de la plaque : capteurs D6 et D7; comparaison mesure-simulation élastoviscoplastique - Test n°1

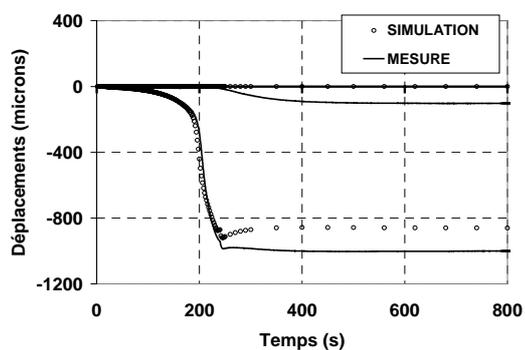


Figure 4.24.c : Evolution en fonction du temps des déplacements verticaux de la face inférieure de la plaque : capteurs D4 et D5; comparaison mesure-simulation élastoviscoplastique- Test n°1

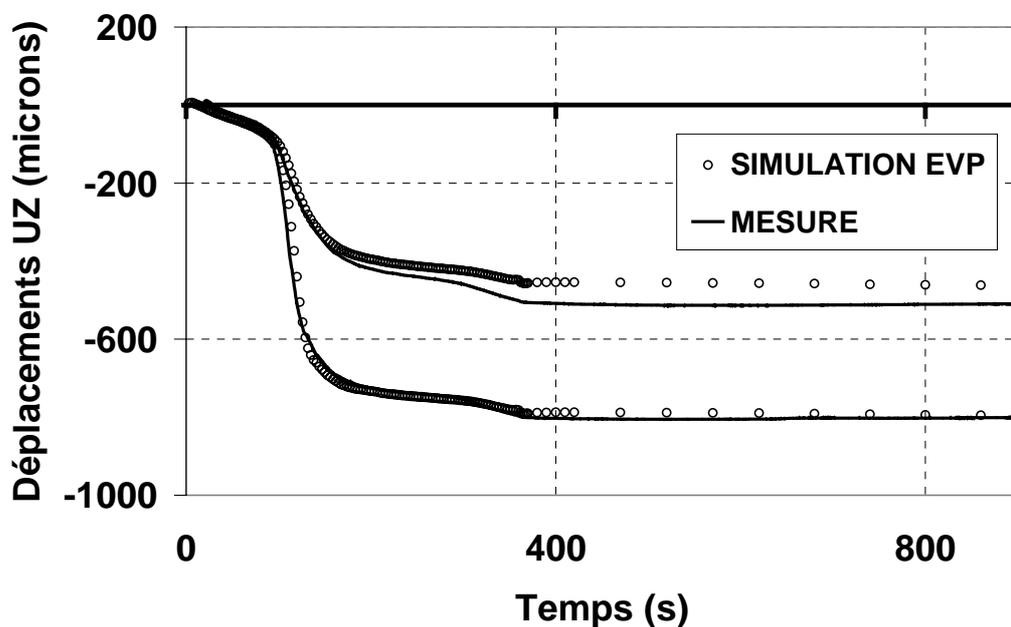


Fig. 4.25.a : Evolution en fonction du temps des déplacements verticaux de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage, et à une distance de 12mm de l'axe de soudage : capteurs D1 et D3 ; comparaison mesure-simulation élastoviscoplastique - Test n°2

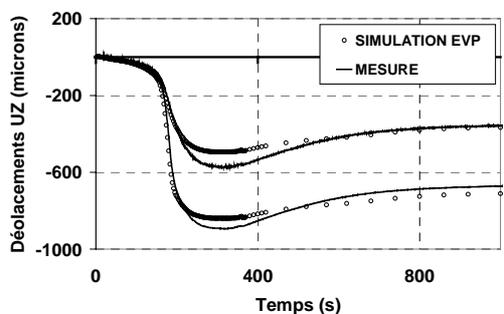


Fig. 4.25.a : Evolution en fonction du temps des déplacements verticaux de la face inférieure de la plaque : capteurs D6 et D7 ; comparaison mesure-simulation élastoviscoplastique - Test n°2

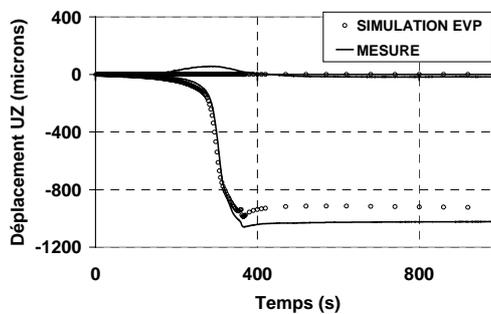
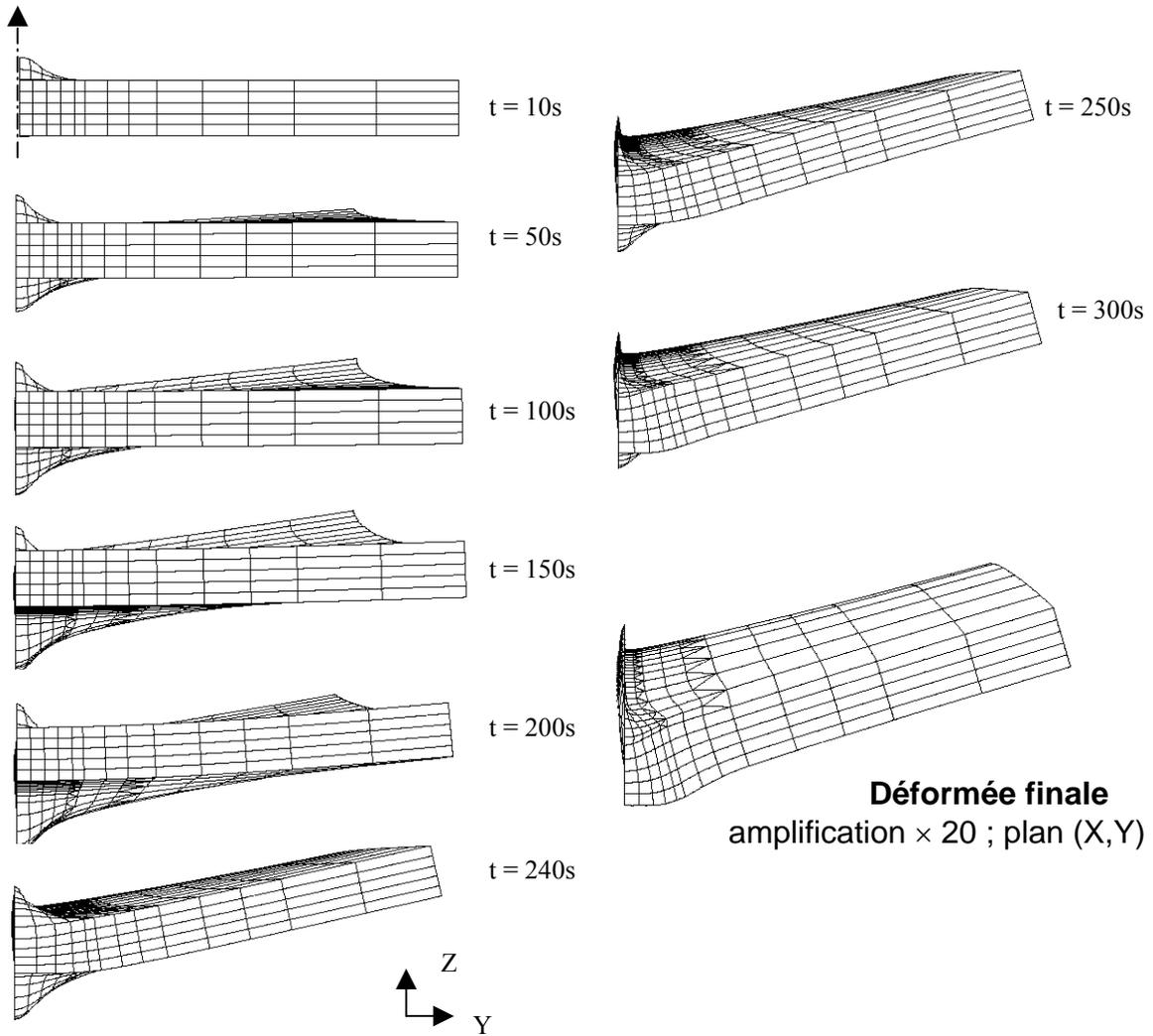


Fig. 4.25.a : Evolution en fonction du temps des déplacements verticaux de la face inférieure de la plaque : capteurs D4 et D5 ; comparaison mesure-simulation élastoviscoplastique - Test n°2

Les figures 4.26 et 4.27 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 transverses 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 (fig. 4.28 et 4.29). L'allure de la déformée est par ailleurs similaire à celle observée sur les disques (chapitre 1, fig.3.20), 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.



**Déformée finale amplification  $\times 20$  ; plan (X,Z)**

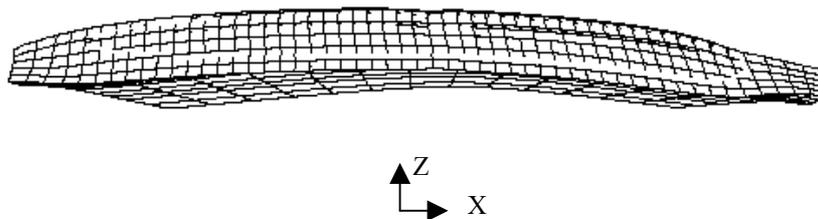


Figure 4.26 : Déformée calculée pour différents instants ; Test n°2

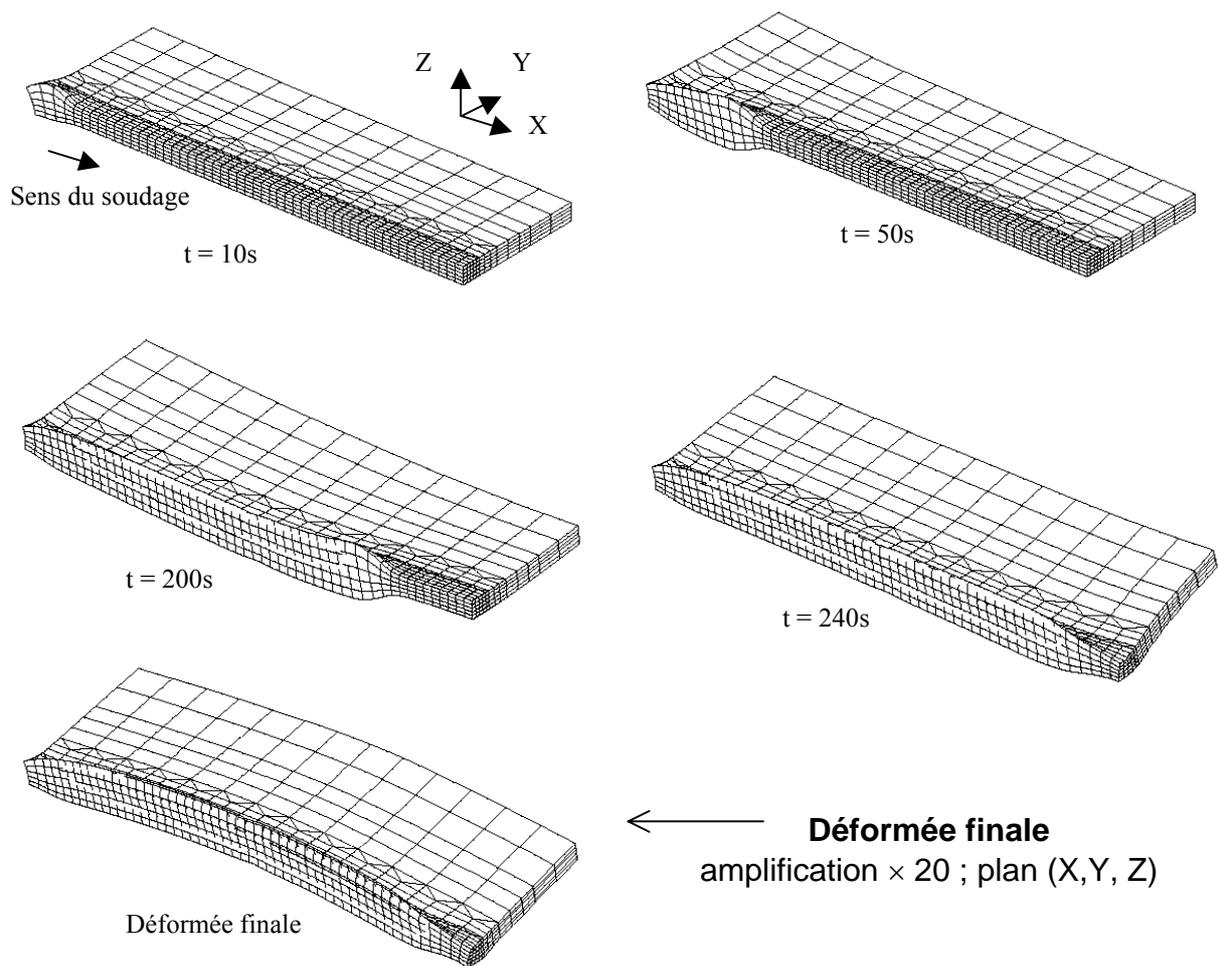


Figure 4.27 : Déformée calculée pour différents instants ; Test n°1

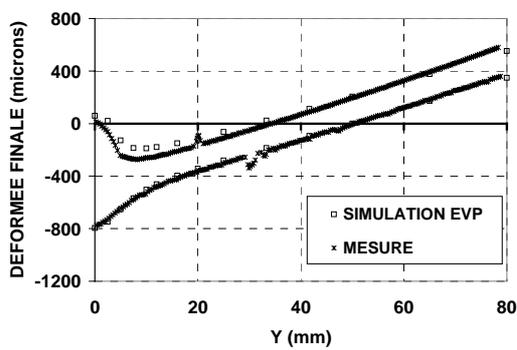


Figure 4.28.a : déformée finale - Test n°2, section SD1

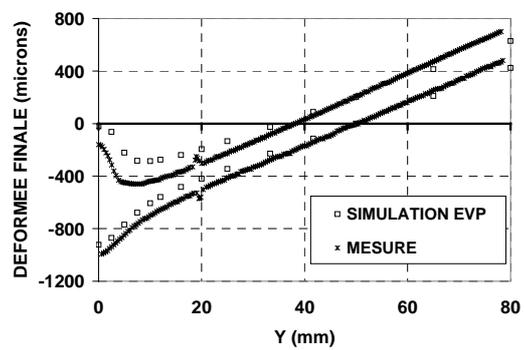


Figure 4.28.a : déformée finale - Test n°2, section SD3

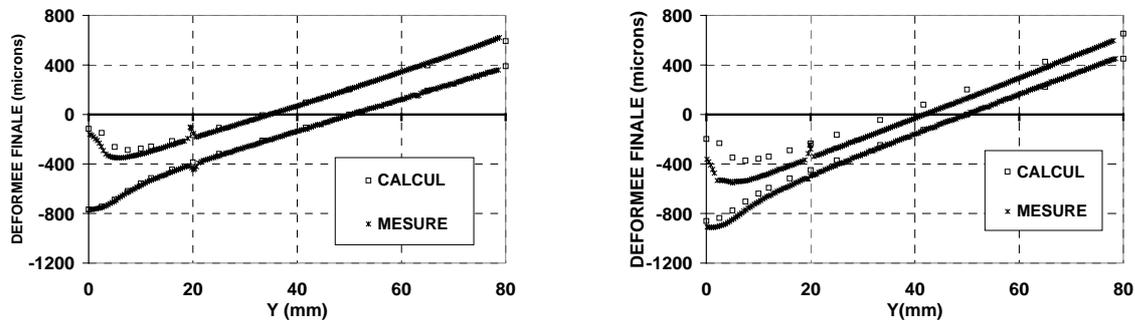


Figure 4.29.a : déformée finale - Test n°1, section SD1, Figure 4.29.b : déformée finale - Test n°1, section SD3

#### VII.1.2.2 DÉPLACEMENTS ET DÉFORMATIONS RÉSIDUELS DANS LE PLAN DE LA FACE INFÉRIEURE

La figure 4.30 compare les déplacements résiduels calculés UX et UY en face inférieure, le long de l'axe Y, pour les trois sections transversales SD1, SD2 et SD3, aux déplacements mesurés par corrélation d'image numérique, dans la zone de dépôt du motif (voir fig. 4.3 pour la localisation de cette zone sur la face inférieure de la plaque).

Le calcul donne des résultats quasiment identiques en ce qui concerne les déplacements résiduels UY (c'est à dire transversaux à l'axe de soudage), quelle que soit la section (SD1, SD2, SD3). En revanche, les déplacements résiduels calculés UX (dans la direction de soudage) sont différents selon la section considérée (SD1, SD2 ou SD3), ce qui est probablement lié à l'effet de flexion autour de l'axe Y.

Les calculs surestiment l'amplitude des déplacements résiduels, mais l'allure des courbes est bien reproduite. Dans le cas des déplacements selon X, il est surprenant de constater que le calcul dans la section SD3 (qui est la section la plus proche de la zone de mesure par corrélation) donne le résultat le plus éloigné des résultats expérimentaux. Ceci est peut-être dû au fait que la symétrie est moins bien respectée dans la section SD3, du fait de la présence d'un seul appui.

Les courbes représentées sur la fig. 4.31 représentent les variations selon Y des différentes composantes du tenseur de Green-Lagrange ( $E_{XX} = \epsilon_{xx}$ ,  $E_{YY} = \epsilon_{yy}$ ,  $E_{XY} = \epsilon_{xy}$ ) dans le plan de la face inférieure, pour la section SD3. Seules les composantes EYY et EXY ont une amplitude significative. La comparaison calcul-expérience sur les déformations résiduelles est assez satisfaisante (figs 4.31.a à c), même si les déformations résiduelles EYY sont sous-estimées. De plus, les calculs donnent des résultats quasiment identiques en déformations pour les trois sections SD1, SD2 et SD3.

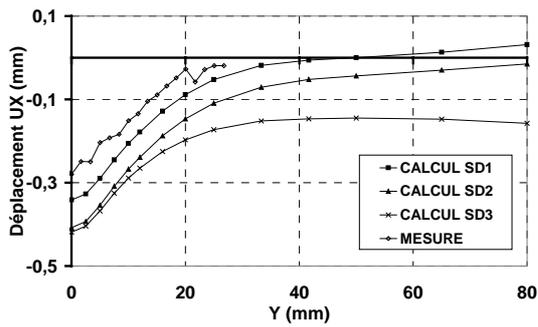


Figure 4.30.a : Déplacements résiduels UX mesurés, et calculés pour différentes sections - Test n°2

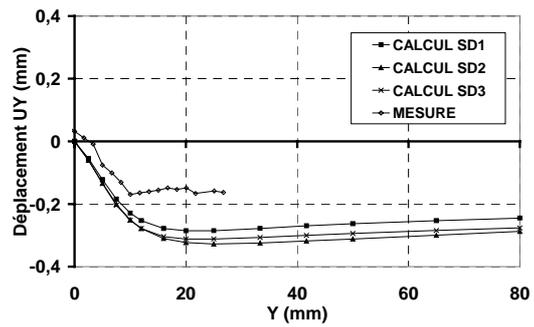


Figure 4.30.b : Déplacements résiduels UY mesurés, et calculés pour différentes sections - Test n°2

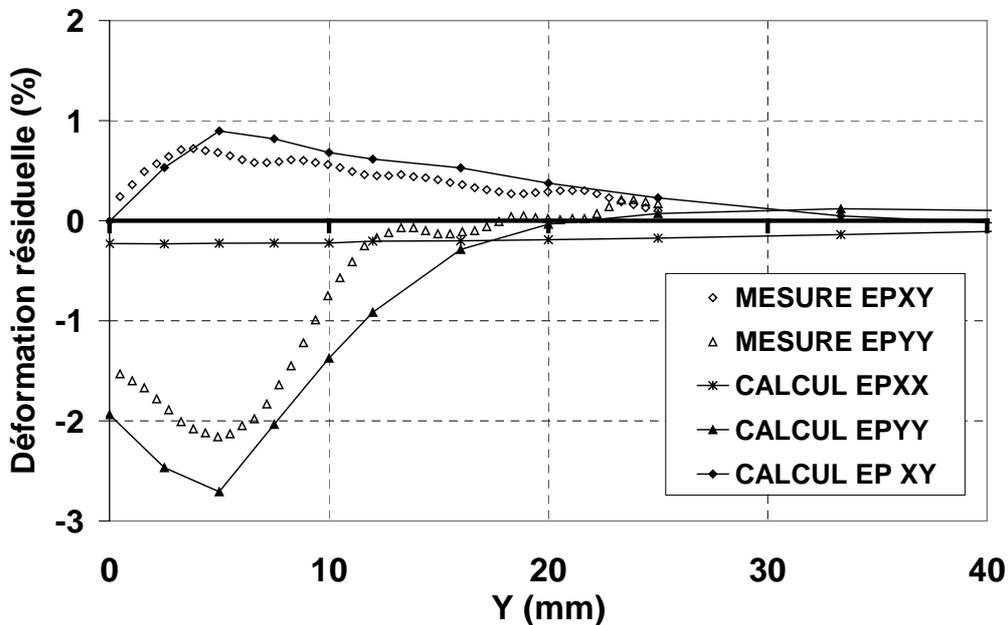


Figure 4.31.a : Déformations résiduelles mesurées, et calculées - Test n°2, section SD3

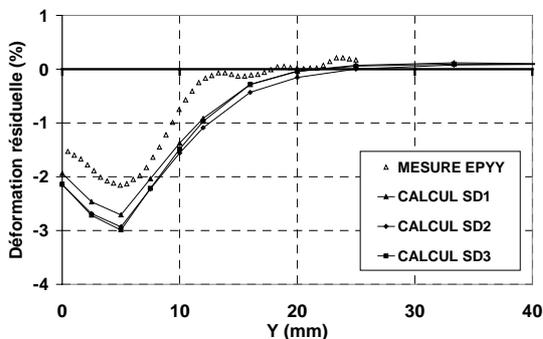


Figure 4.32.b : Déformations résiduelles EPXY mesurées, et calculées pour différentes sections - Test n°2

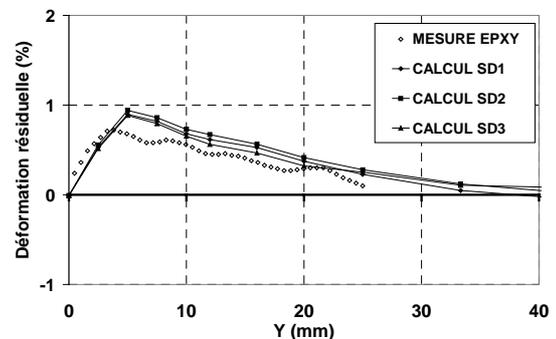


Figure 4.32.c : Déformations résiduelles EPXY mesurées, et calculées pour différentes sections - Test n°2

### VII.1.2.3 CONTRAINTES RÉSIDUELLES

La figure 4.33 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.

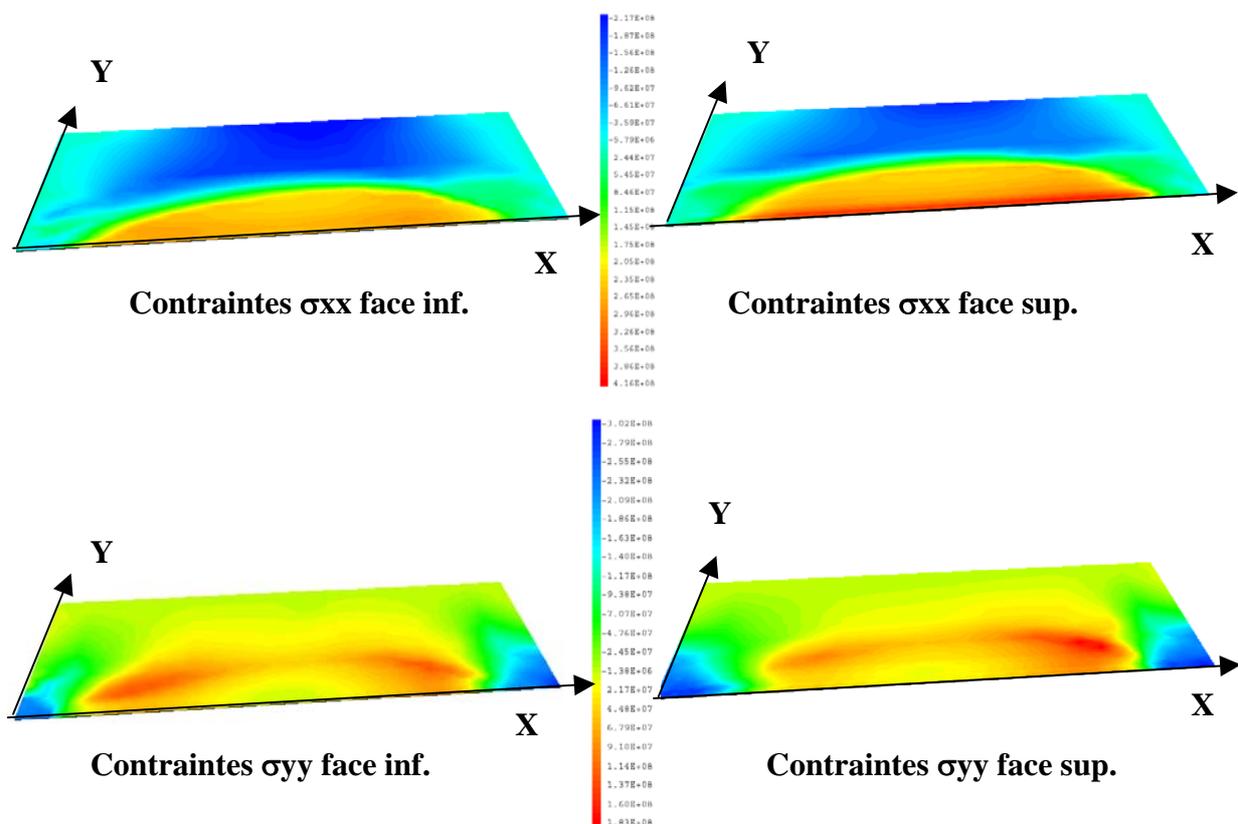


Figure 4.33 : Isovaleurs de contraintes résiduelles – test n°1

#### • Contraintes longitudinales $\sigma_{xx}$

La figure 4.34, qui donne 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, sans et avec fusion, présentées dans le chapitre 3 (cf. fig. 3.30 à 3.35)

Les effets de bords sont visibles sur les isovaleurs présentées sur la fig. 4.33 : 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 on constate 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 4.33 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  $- 80$ 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.

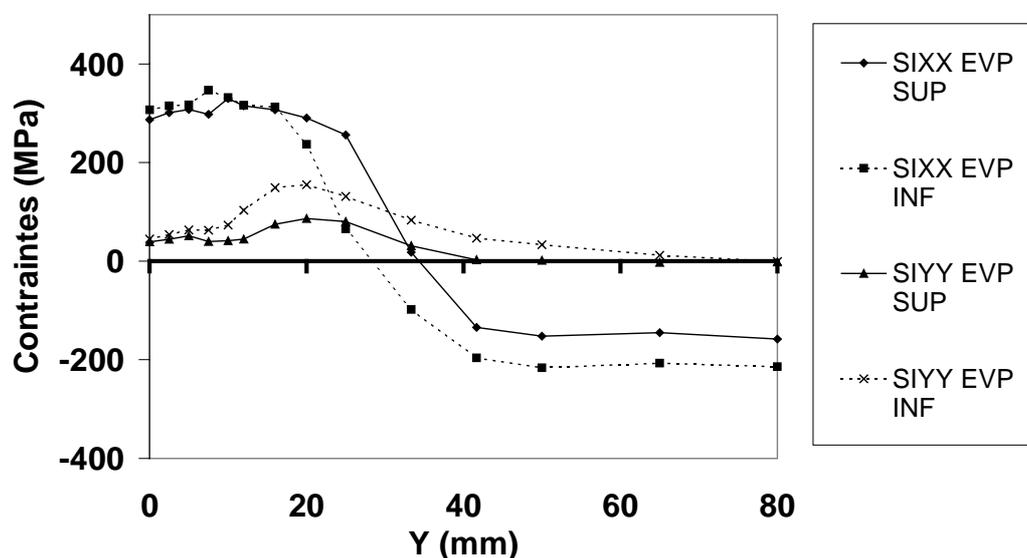


Figure 4.34.a : Contraintes résiduelles longitudinale et transversale calculées en fonction de  $Y$  en face inférieure et supérieure dans la section SD1 – test n°2

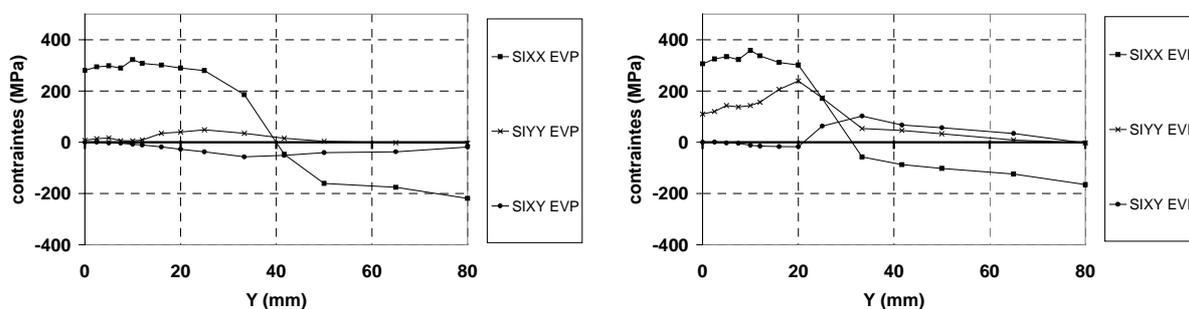


Figure 4.34.b : Contraintes résiduelles en fonction de  $Y$  en face supérieure dans la section SD2 – test n°2

Figure 4.34.b : Contraintes résiduelles en fonction de  $Y$  en face supérieure dans la section SD3 – test n°2

Les figures 4.35 et 4.36 comparent les contraintes résiduelles longitudinales et transversales calculées et mesurées, dans le cas du test n°1, en face inférieure, pour une section transversale située à  $X = 150\text{mm}$ . L'allure des contraintes est globalement bien représentée par le calcul. Cependant, le calcul surestime de manière relativement importante les contraintes résiduelles longitudinales dans la zone centrale. Ceci peut être dû, selon nous, à une sous-estimation des phénomènes de restaurations visqueuses de l'érouissage dans la partie centrale qui a été chauffée de façon importante. Il est également possible que la part cinématique de l'érouissage, qui a été ignoré par le calcul, soit à l'origine de cette différence.

Toutefois, il faut rappeler que l'incertitude sur les mesures de contraintes résiduelles est importante : en effet, dans le cas de la contrainte transversale, les mesures donnent une contrainte de compression d'une intensité de l'ordre de  $100\text{MPa}$  sur les bords de la plaque, alors qu'en réalité, les contraintes transversales sont nulles sur les bords libres de la plaque.

Compte tenu de ces incertitudes, la simulation numérique peut donc être considérée comme relativement satisfaisante en termes de contraintes résiduelles, malgré une surestimation des contraintes longitudinale dans la zone centrale.

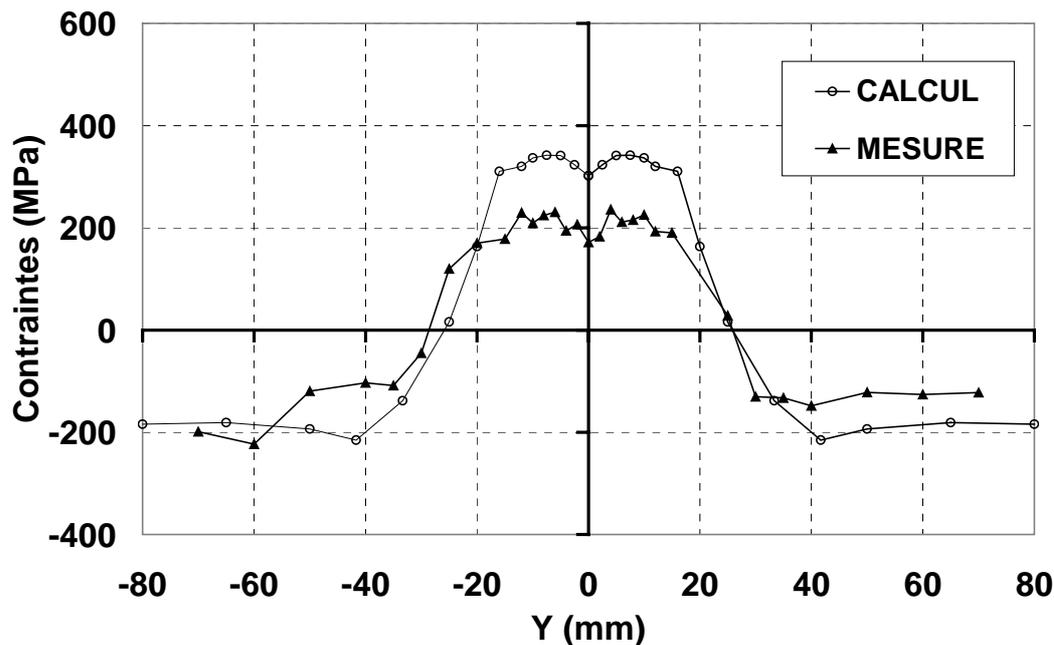


Figure 4.35 : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à  $X=150\text{mm}$  du bord inférieur de la plaque – test n°1

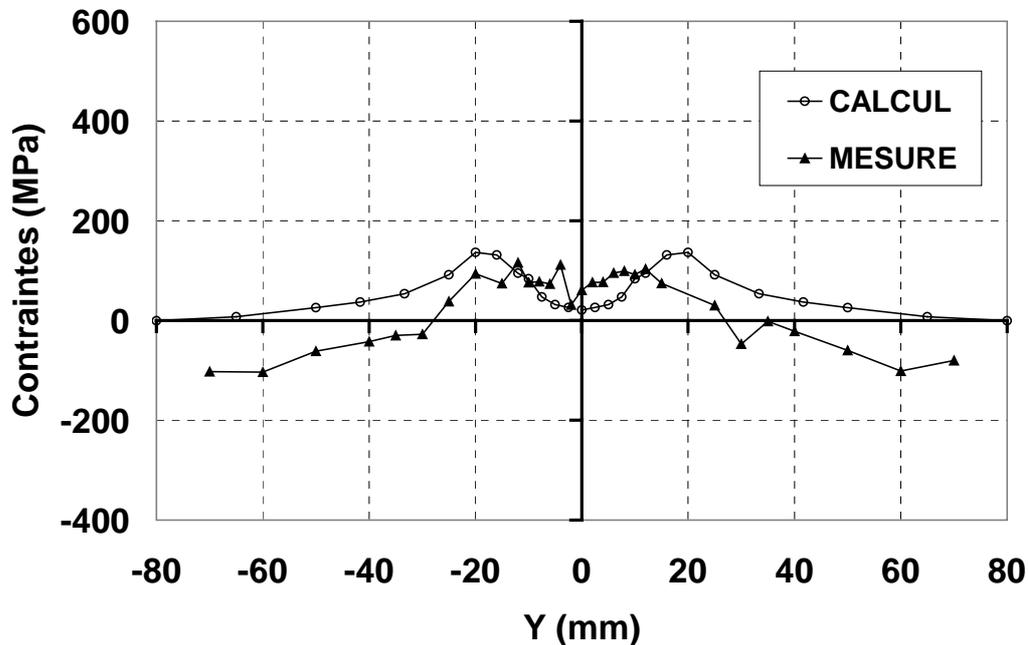


Figure 4.36 : Contraintes résiduelles transversales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque – Test n°1

### VII.1.3 Analyse mécanique : calcul avec différentes données matériau

Nous comparons ici les résultats expérimentaux, et les résultats issus du calcul de référence élasto-viscoplastique (EVP), présentés en VII.1.2, avec les résultats obtenus dans le cas de calculs purement élasto-plastiques.

Il s'agit de calculs élasto-plastiques avec écrouissage linéaire isotrope, avec d'une part les données matériau issues de la caractérisation présentée au chapitre 1 (EP), et d'autre part les données matériau issues de la littérature (EPbiblio).

La figure 4.37 compare les résultats de ces trois calculs (EVP, EP, EPbiblio) pour les déplacements verticaux enregistrés par les capteurs D1, D7 et D4 en cours de soudage. Nous constatons que les calculs viscoplastiques et élasto-plastiques avec les données issues de la caractérisation donnent des résultats très proches. Cela semble donc indiquer que la prise en compte de la viscosité n'est pas nécessaire, dans le cas considéré, pour reproduire de façon satisfaisante les déplacements transitoires de la structures.

En revanche, le calcul élasto-plastique avec les données de la littérature sous-estime largement l'amplitude des déplacements. Nous retrouvons donc les résultats déjà observés sur les disques au chapitre 3.

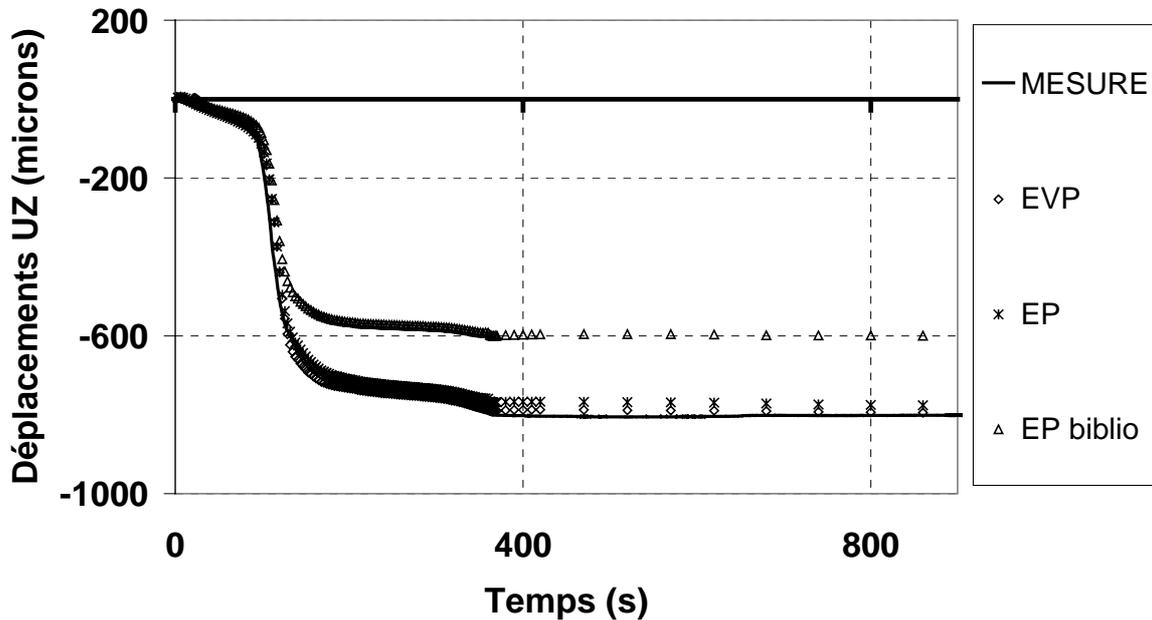


Fig. 4.37.a : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D1) ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test n°2

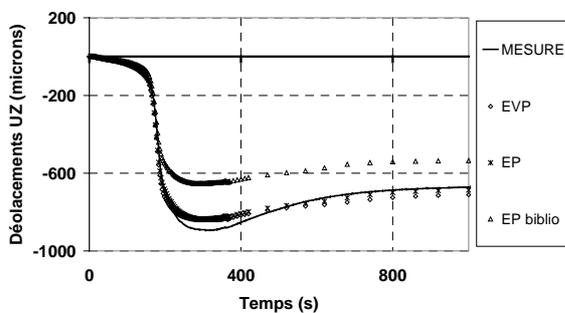


Fig. 4.37.b : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D7) ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test n°2

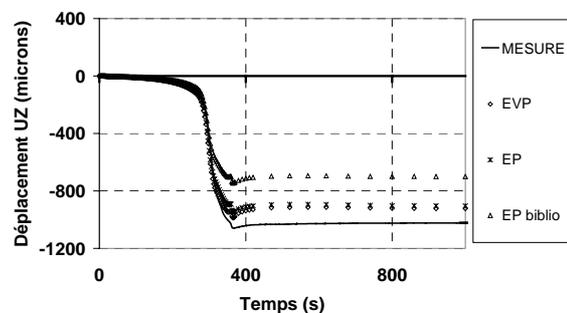


Fig. 4.37.c : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D4) ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test n°2

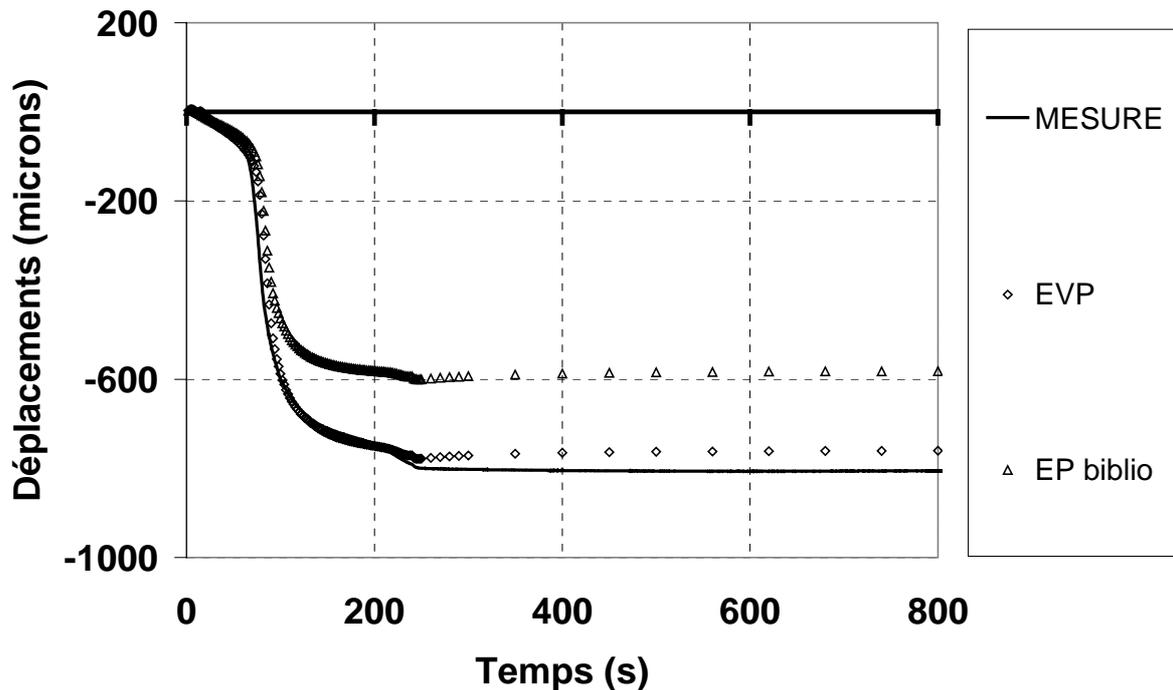


Fig. 4.38 : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D1) ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test n°1

Les figures 4.39 et 4.40 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.

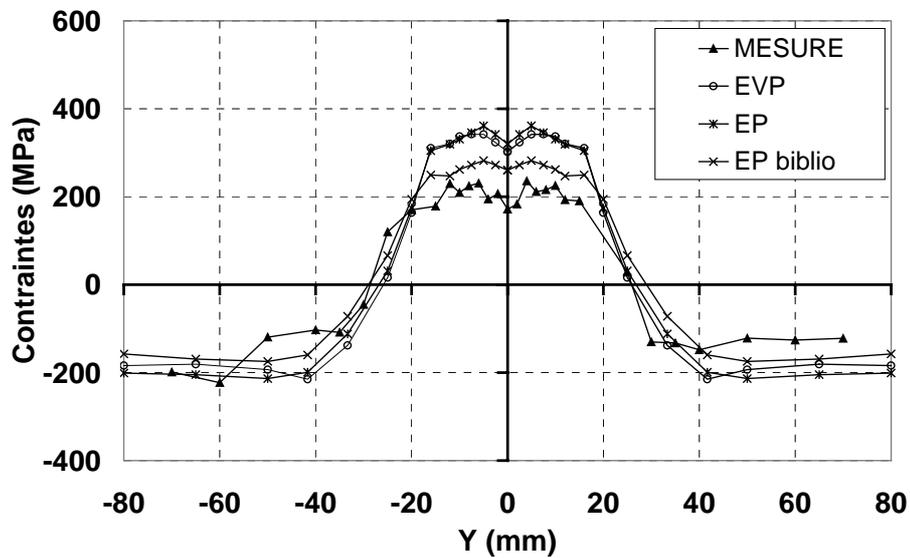


Figure 4.39 : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test n°1

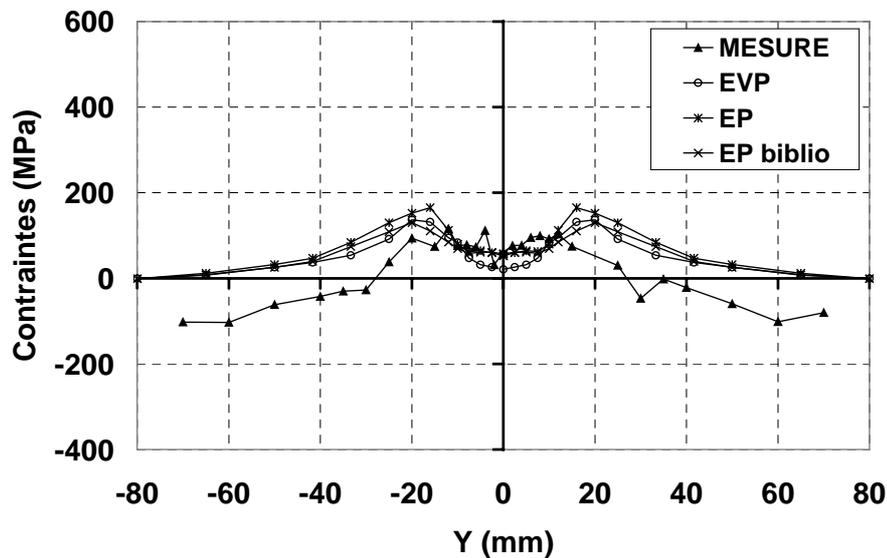


Figure 4.40 : Contraintes résiduelles transversales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test n°1

### VII.1.4 Analyse mécanique : effet de la nature de l'écroissage

Les contraintes résiduelles étant dans tous les cas (EP et EVP) sous-estimées par la simulation numérique, un calcul purement élasto-plastique, avec les données issues de la caractérisation, mais en faisant l'hypothèse d'un écroissage entièrement cinématique, a également été effectué (EP cine).

En effet, la partie centrale de la plaque étant soumise à un écroissage en compression au chauffage, puis en traction au refroidissement, l'hypothèse d'un écroissage 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 (cf. Chapitre 2). Les figures 4.41 et 4.42 ci-dessous comparent les résultats obtenus pour les différents calculs (EP iso, EP cine et EVP), en ce qui concerne le déplacement transitoire du capteur D1, ainsi qu'en ce qui concerne les contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure (dans le cas du test n°1).

On constate que le calcul élasto-plastique avec écroissage cinématique conduit en effet à un niveau de contraintes résiduelles satisfaisant (fig. 4.42). Cependant, la comparaison sur la courbe de déplacement indique que l'hypothèse d'un écroissage 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 écroissage 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'écroissage du matériau devrait être dans la réalité une combinaison isotrope-cinématique, toutefois il semblerait que l'écroissage soit plutôt de nature isotrope, car l'adéquation calcul-expérience semble meilleure sur les déplacements (pour lesquels la mesure est précise et plus fiable) dans le cas d'un calcul avec écroissage isotrope, et ce pour tous les cas tests considérés. Il est possible cependant que les effets de restauration visqueuse de l'écroissage (qui ont été négligés dans la simulation EVP pour les températures inférieures à 500°C) interviennent de façon plus importante lors de la phase de refroidissement que ce qui a été considéré dans les calculs. Cette restauration tendrait alors à diminuer l'intensité des contraintes finales, autant que pourrait le faire l'hypothèse d'un écroissage cinématique.

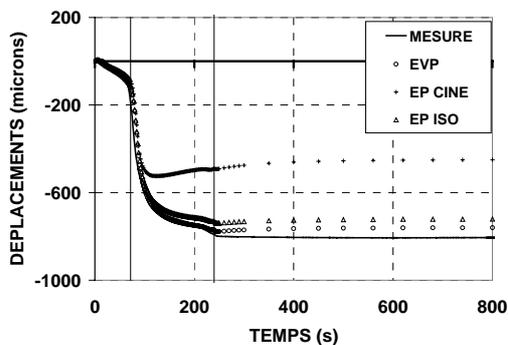


Figure. 4.41 : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D1) ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations EVP et EP avec écroissage isotrope ou cinématique - Test n°1

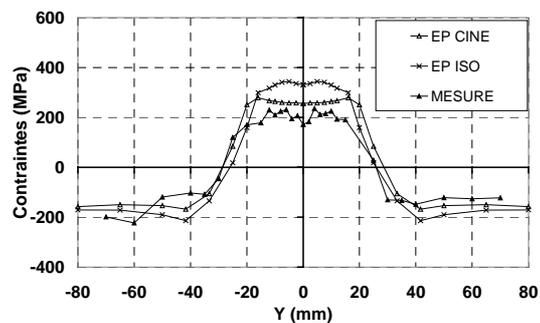


Figure 4.42 : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations EP avec écroissage isotrope ou cinématique - Test n°1

## VII.2 SIMULATIONS 2D (1) : SECTION TRANSVERSALE

### VII.2.1 Analyse thermique

Les figures 4.43a à c donnent, dans le cas du test n° 2, les évolutions de températures calculées et mesurées en face supérieure et inférieure pour  $Y = 0, 10, 20\text{mm}$ , pour les trois types de représentations de l'apport de chaleur (cf. VI.1.2.2 et fig. 4.18). Les trois types de modélisations de l'apport de chaleur ont été calées de façon à représenter au mieux les évolutions de températures mesurées en face inférieure.

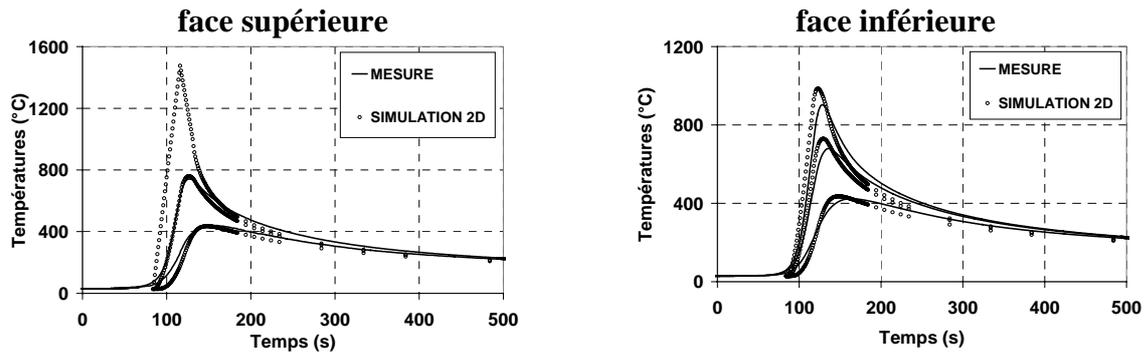


Figure 4.43a : Evolutions de températures en face inférieure et supérieure, dans le cas d'une histoire de température imposé

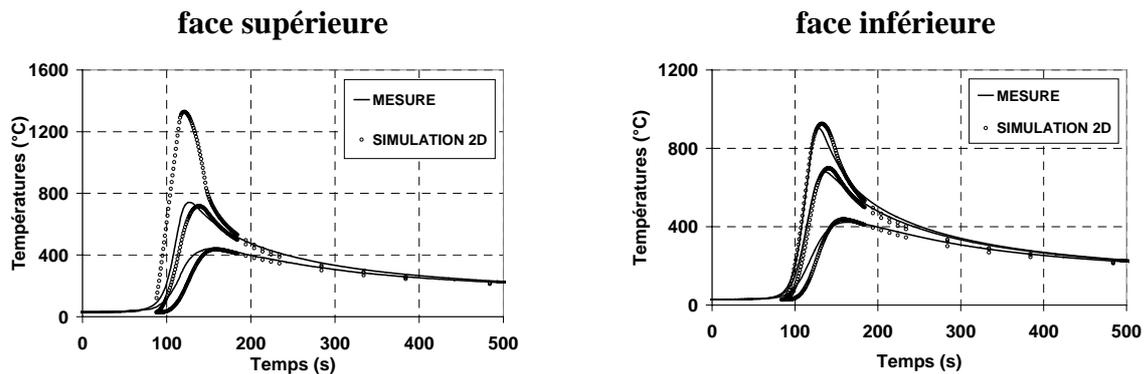


Figure 4.43b : Evolutions de températures en face inférieure et supérieure, dans le cas d'un flux volumique imposé

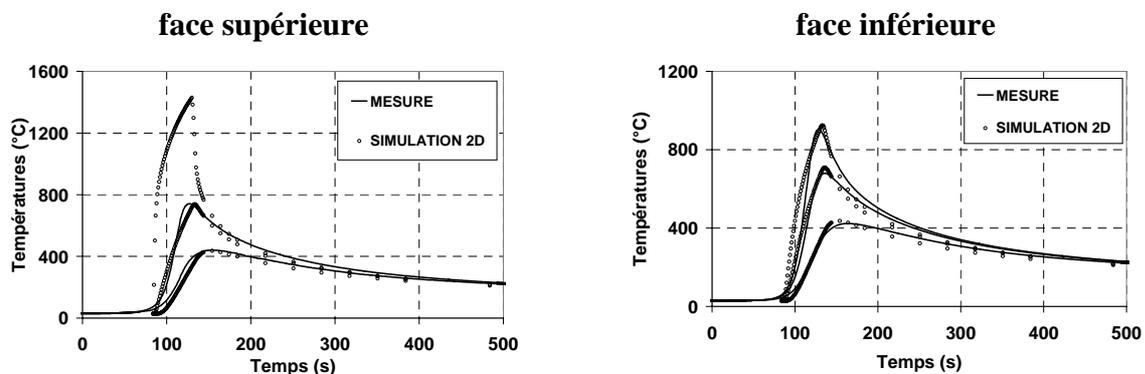


Figure 4.43c : Evolutions de températures en face inférieure et supérieure, dans le cas d'un flux surfacique imposé

	Tmax face inf	Tmax face sup
Températures imposée	985°C	1475°C
Flux volumique imposé	923°C	1328°C
Flux surfacique imposé	924°C	1428°C
Mesure	902°C	

Tableau 4.3 : Températures maximales atteintes en face inférieure et supérieure, pour les trois types de modélisation

La comparaison calcul-mesure en face supérieure (les mesures en face supérieure n’ayant pas été prises en compte pour le calage de l’apport de chaleur) est relativement satisfaisante pour les trois types de modélisations aux points de mesures. En revanche, il n’en va pas de même pour les températures situées à moins de 10mm du centre de la plaque.

En effet, seul le calcul avec températures imposées dans le bain fondu amène effectivement de la fusion, les calculs avec flux imposé (volumique ou surfacique) ne permettant pas d’atteindre des températures supérieures à 1450°C. La figure 4.44 qui donne les zones fondues en fin de chauffage pour les différents types de modélisations, montre que dans le cas du calcul avec flux volumique imposé, la zone fondue n’est pas du tout reproduite.

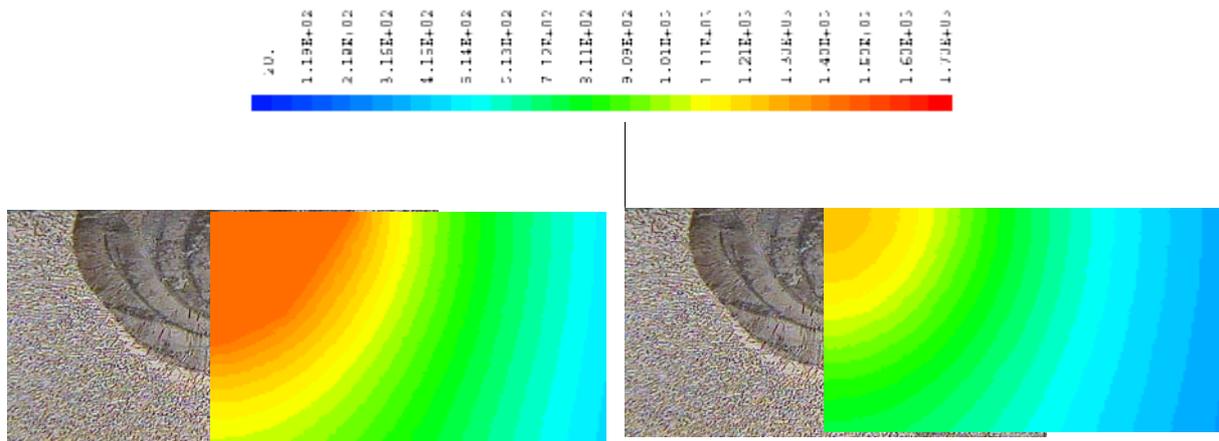


Figure 4.44.a : Zone fondue calculée en fin de chauffage : cas d’une histoire de température imposée (Test n°2)

Figure 4.44.a : Zone fondue calculée en fin de chauffage : cas d’un flux volumique imposée (Test n°2)

## VII.2.2 Analyse mécanique

### VII.2.2.1 DÉPLACEMENTS TRANSITOIRES ET DÉFORMÉE FINALE

Le déplacement transitoire vertical du centre de la face inférieure, obtenu avec ou sans blocage des déplacements verticaux de la face supérieure (cf. VI.1.3), est donné sur les figures 4.45 et 4.46 dans le cas d’une modélisation avec température imposée, et dans le cas d’une modélisation avec flux surfacique imposé. Sur ces graphiques, le trait vertical correspond au passage de la torche au droit du centre de la section considérée (cela correspond au moment où la température en face supérieure est

maximale). Le déplacement mesuré du capteur D1 en cours d'essai a été également représenté sur ces graphiques.

Dans le cas de l'approche en température imposée, le cycle de chauffage provoque, en l'absence de blocage, une montée brutale du centre de la plaque. Lors de la coupure du chauffage, la plaque se redresse, et présente une déformée finale avec une flèche pratiquement nulle (fig. 4.47).

Si l'on considère le blocage des déplacements verticaux de la partie supérieure lors de la phase chauffage, le centre du disque subit uniquement une dilatation et gonfle sans effet de flexion. Puis, lors de la coupure du chauffage, le disque chute, car la partie inférieure continue de chauffer par conduction de la chaleur, alors que la partie supérieure commence à se refroidir. Le déplacement du centre de la face inférieure présente alors, lors de la coupure du chauffage, une allure similaire à celle du déplacement vertical du centre des disques présentés dans le chapitre 3, c'est à dire une chute brutale, suivie d'une remontée au fur et à mesure du refroidissement.

Dans le cas de l'approche en flux surfacique imposé, l'absence de blocage conduit également à une élévation brutale du centre de la plaque en cours de chauffage. Cette élévation rapide se stabilise après quelques instants, lorsque la partie supérieure du disque devient moins rigide que la partie inférieure. Lors de la coupure du chauffage, le déplacement chute, puis remonte lentement lors de la phase de refroidissement.

Si le déplacement vertical de la partie supérieure est bloqué lors de la phase de chauffage, la courbe de déplacement présente une flèche finale plus importante, et la déformée finale est plus proche des résultats expérimentaux (fig. 4.48). Cependant, aucun des cas considérés ne permet de représenter de façon vraiment satisfaisante les déplacements transitoires et la déformée finale.

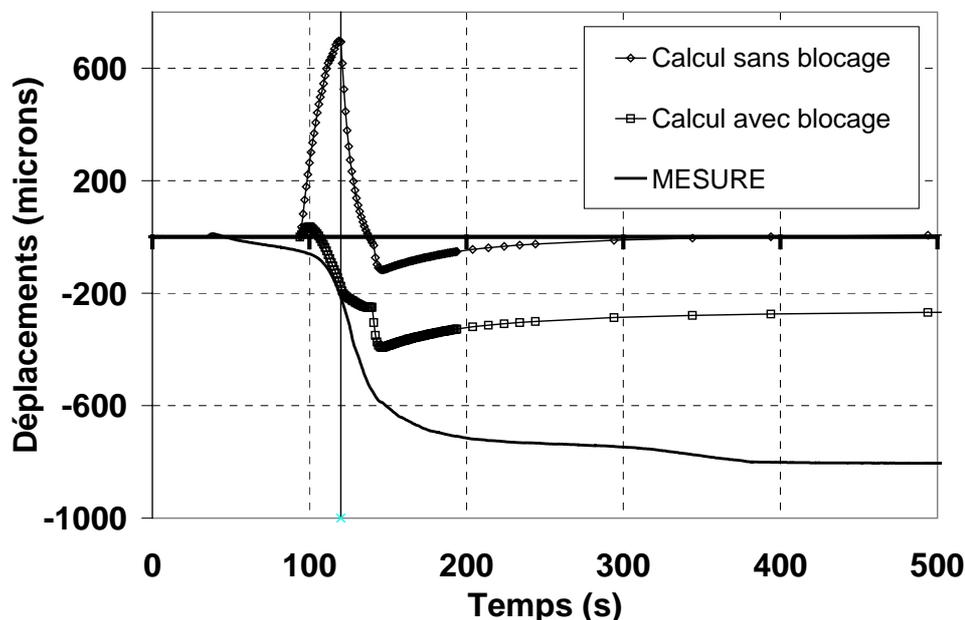


Figure 4.45 : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D1) – comparaison des mesures avec les résultats de calcul 2D, avec ou sans blocage des déplacements des points A et B selon Z en cours de chauffage ; cas du calcul en températures imposées, test n°2

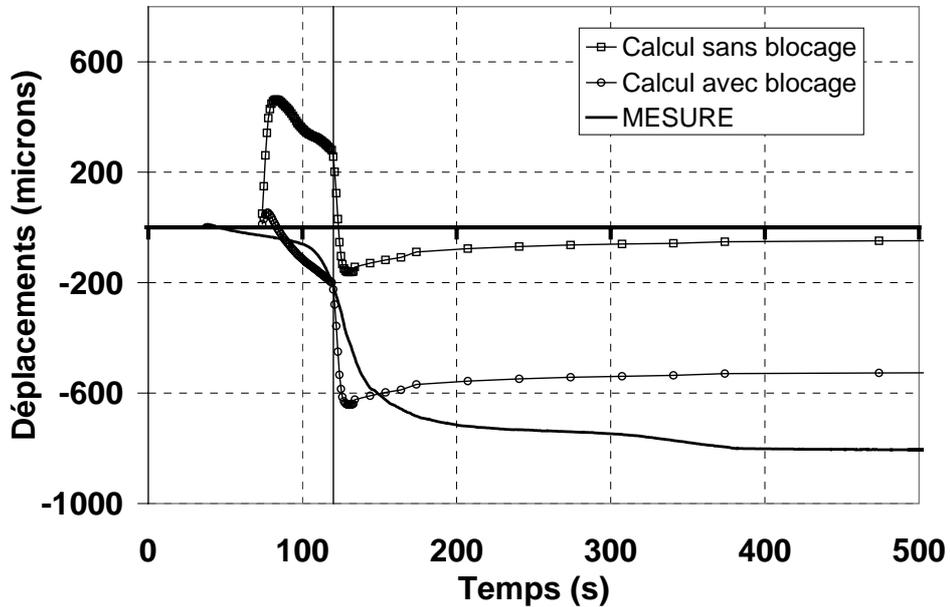


Figure 4.46 : Evolution en fonction du temps du déplacement vertical de la face inférieure de la plaque, sous l'axe de soudage (capteur D1) – comparaison des mesures avec les résultats de calcul 2D, avec ou sans blocage des déplacements des points A et B selon Z en cours de chauffage ; cas du calcul en flux surfacique imposé, test n°2

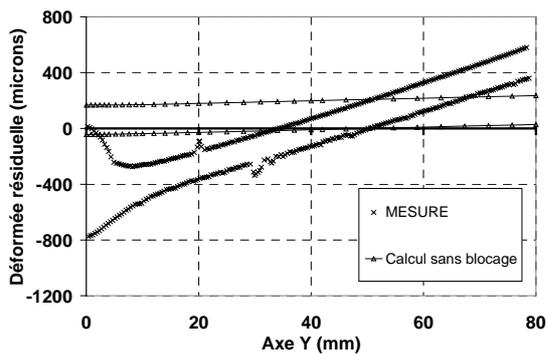


Figure 4.47.a : Déformée finale – comparaison des mesures avec les résultats de calcul 2D, sans blocage des déplacements des points A et B selon Z en cours de chauffage ; cas du calcul en flux surfacique imposé (test n°2)

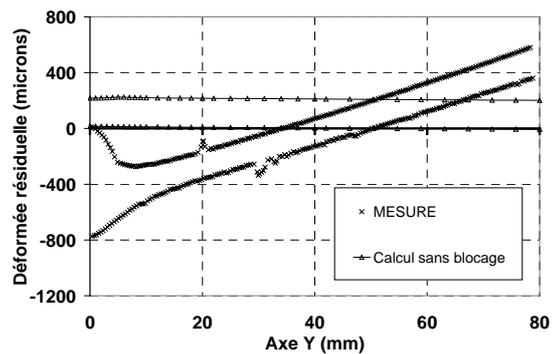


Figure 4.47.b : Déformée finale – comparaison des mesures avec les résultats de calcul 2D, sans blocage des déplacements des points A et B selon Z en cours de chauffage ; cas du calcul en températures imposées (test n°2)

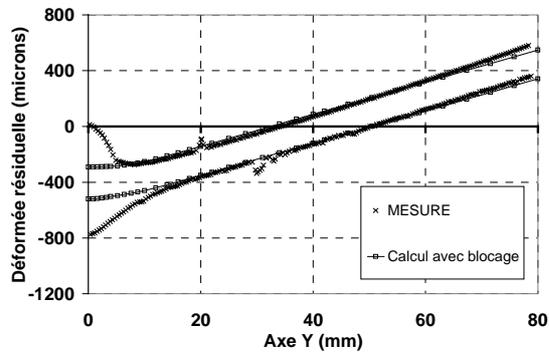


Figure 4.48.a : Déformée finale – comparaison des mesures avec les résultats de calcul 2D, avec blocage des déplacements des points A et B selon Z en cours de chauffage ; cas du calcul en flux surfacique imposé (test n°2)

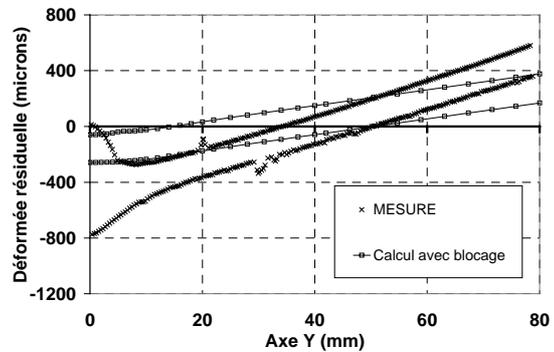


Figure 4.48.b : Déformée finale – comparaison des mesures avec les résultats de calcul 2D, avec blocage des déplacements des points A et B selon Z en cours de chauffage ; cas du calcul en températures imposées (test n°2)

### VII.2.2.2 CONTRAINTES RÉSIDUELLES

Les résultats obtenus en contraintes résiduelles dans le cas du calcul 2D en déformations planes sont comparés aux résultats du calcul 3D (pour une section située à  $X = 150\text{mm}$  dans le cas du calcul 3D) sur la figure 4.49.

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.

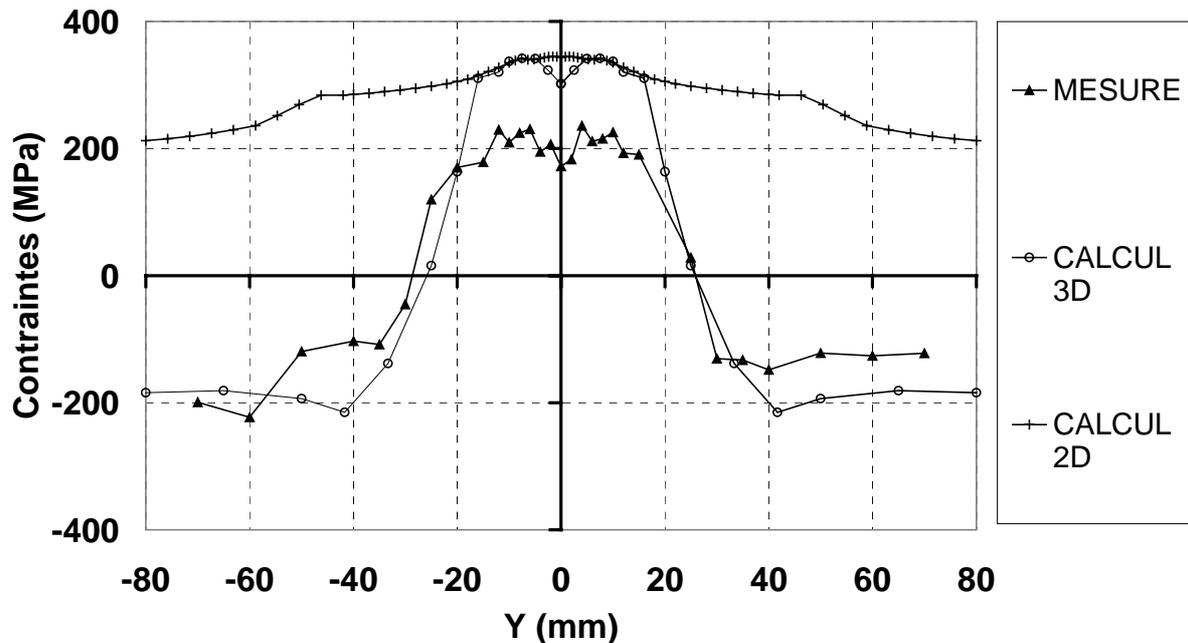


Figure 4.49 : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations 2D et 3D - Test n°1

## VII.3 SIMULATIONS 2D (2) : PLAN MEDIAN

### VII.3.1 Analyse thermique

La modélisation 2D dans le plan (X, Y) ignore les gradients de température dans l'épaisseur (unitaire) de la plaque. Par conséquent, l'évolution de température calculée (représenté sur la figure 4.50) peut être considérée comme une évolution de température « moyenne » entre les évolutions de températures en face supérieure et inférieure de la plaque réelle. Ainsi, la température maximale atteinte au cours du temps sur l'axe de soudage est de l'ordre de 1150°C, c'est à dire largement inférieure à la température de fusion du matériau.

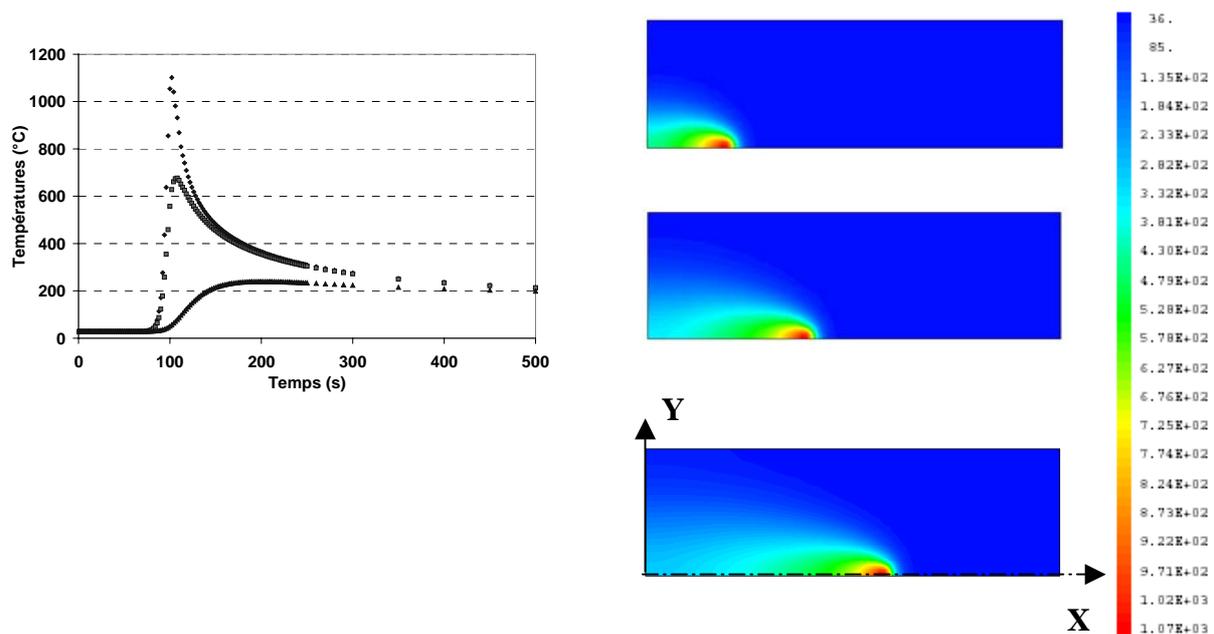


Figure 4.50.a : Evolution des températures en fonction du temps pour différentes valeurs de Y

Figure 4.50.b : Isovaleurs de températures pour différentes position de la source de chaleur

### VII.3 2 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 4.51 et 4.52 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  $X = 75\text{mm}$  (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  $t = 200\text{s}$  (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.

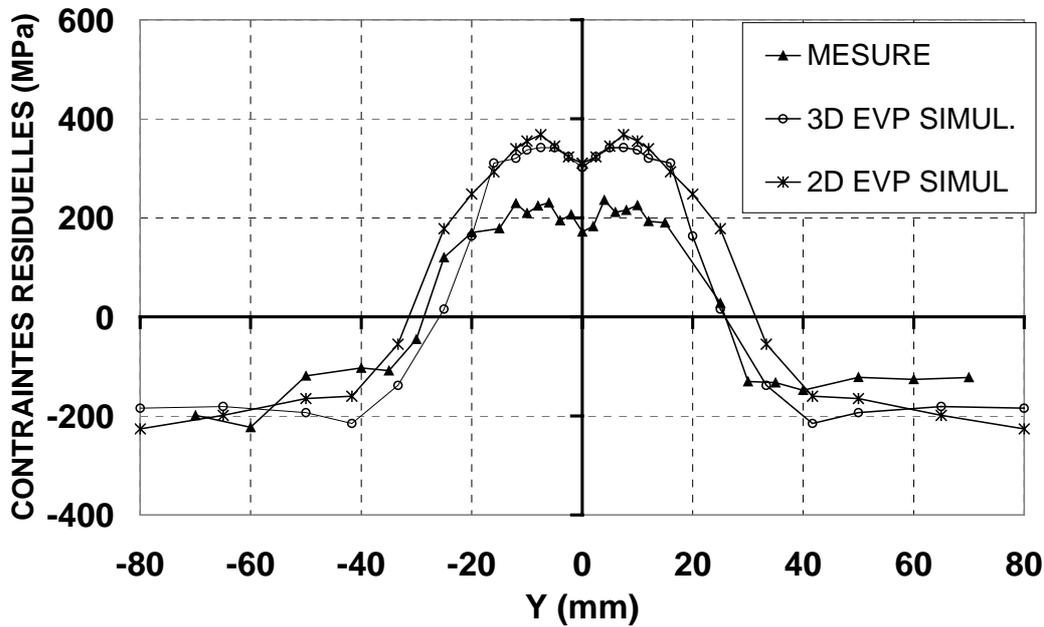


Figure 4.51 : Contraintes résiduelles longitudinales en face inférieure en fonction de Y, pour une section située à X=150mm du bord inférieur de la plaque ; comparaison des mesures avec les résultats de simulations élastoviscoplastique et élastoplastiques - Test n°1

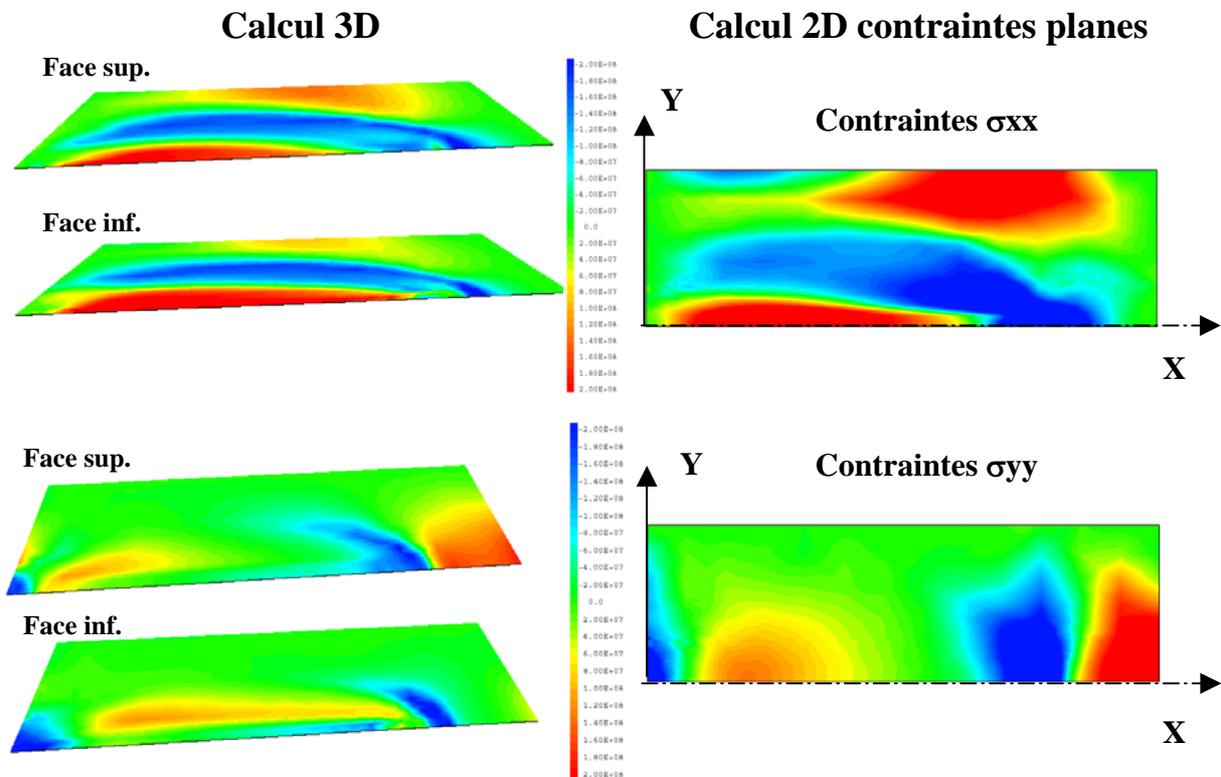


Figure 4.52 : isovaleurs de contraintes en cours de soudage (à t = 200s) – test n°1

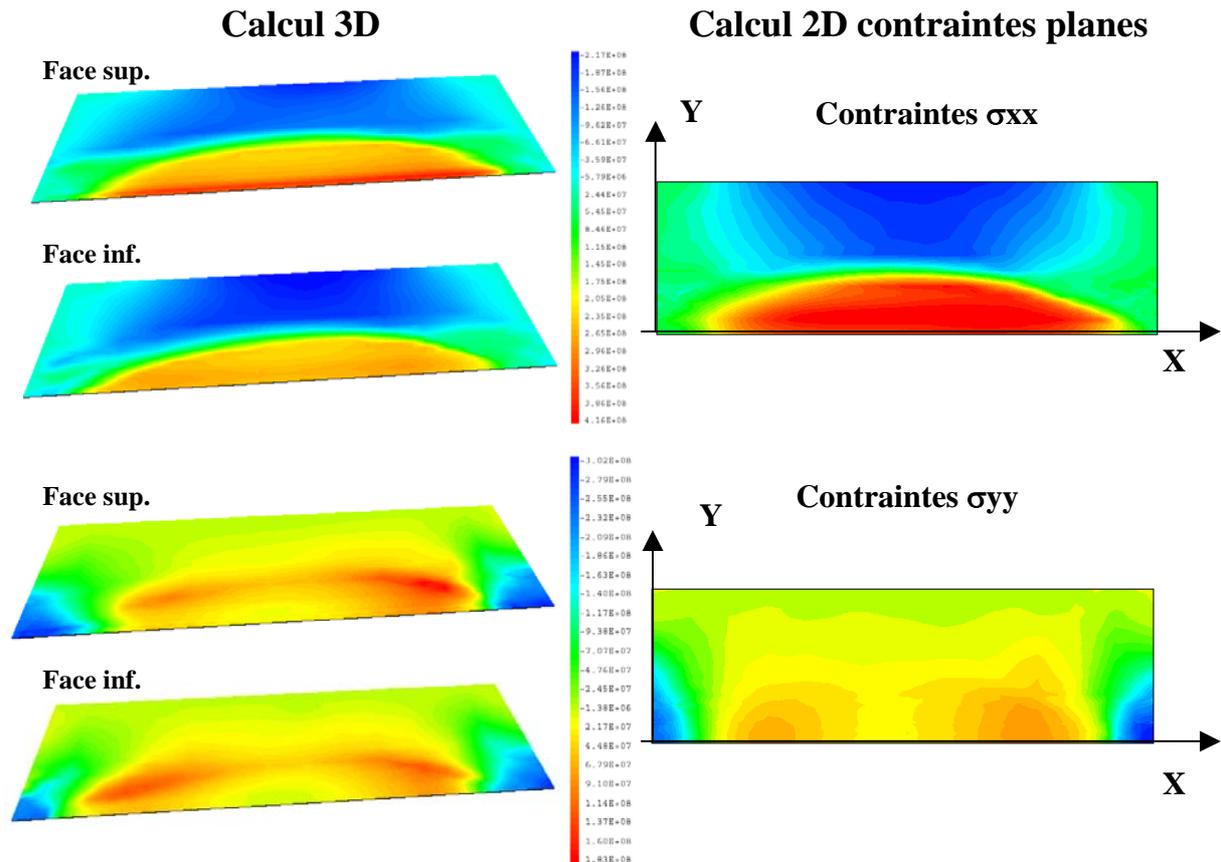


Figure 4.52 : isovaleurs de contraintes résiduelles – test n°1

## VIII RESUME ET CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons 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

En premier lieu une modélisation thermomécanique tridimensionnelle complète, élasto-viscoplastique, en utilisant les données matériau identifiées au chapitre 2, a été réalisée. Deux phases ont été considérées pour cette modélisation tri-dimensionnelle :

#### ➤ Thermique quasi-stationnaire

Tout d'abord, une modélisation thermique quasi-stationnaire a été effectuée. L'hypothèse d'un régime thermique quasi-stationnaire, qui se justifie par les mesures de températures en différents points de la pièce, permet de caler rapidement les paramètres de la source de chaleur, d'après les mesures de températures effectuées par thermocouples en face inférieure de la plaque. Etant donné la pénétration

relativement faible du bain de fusion, le modèle de source de chaleur utilisé est surfacique, il s'agit d'une densité de flux de chaleur à répartition triangulaire.

➤ Thermique et mécanique transitoire (instationnaire)

Cette source de chaleur a ensuite été utilisée pour la simulation thermique transitoire, qui considère tout le cycle thermique du début du chauffage jusqu'à la fin du refroidissement, puis le champ de températures transitoire a été utilisé en entrée de la simulation mécanique.

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 nous, 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, des modélisations thermo-mécaniques bidimensionnelles ont été effectuées. Ces modélisations permettent de diminuer les temps de calculs de façon très importante par rapport à une modélisation 3D. A titre d'exemple, le tableau ci-dessous donne les temps CPU pour l'analyse mécanique, pour les différents type de modélisation :

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

Tableau 4.3 : Comparaison des temps de calculs mécaniques pour les différentes modélisations

➤ Simulation 2D en déformations planes

D'une part, une modélisation bi-dimensionnelle en déformation plane, qui considère une section transversale à l'avancée de soudage, a été effectuée. 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 été mis en évidence, conformément aux conclusions énoncées dans la littérature, 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

D'autre part, une modélisation bi-dimensionnelle en contraintes planes, en considérant le plan moyen de la plaque, a été effectuée. 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 retrouvés. 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.



# CONCLUSION GENERALE

## CONCLUSION GENERALE

Les études présentées dans ce document se placent dans la continuité d'un programme de recherche visant en finalité à prédire les distorsions et contraintes résiduelles de soudage. Le cas particulier du soudage TIG sur l'acier 316L, qui ne présente pas de transformations de phases métallurgiques à l'état solide lors du soudage, est considéré. Cependant, même en l'absence de transformations de phase à l'état solide dans la Zone Affectée Thermiquement, la simulation numérique par éléments finis d'une opération de soudage fait intervenir de nombreux phénomènes physiques complexes et nécessite une connaissance fine de nombreux paramètres. C'est pourquoi, dans cette étude, nous proposons une validation expérimentale de la simulation numérique, sur des essais largement instrumentés de complexité croissante, qui tentent d'intégrer de façon progressive les difficultés et les sources d'incertitudes intervenant lors de la simulation numérique du soudage. Ce programme d'essai a été élaboré à l'issue de l'étude bibliographique sur la simulation du soudage, présentée au chapitre 1.

Ces tests de complexité croissante, vont de l'essai uniaxial, sans gradients de températures ni de contraintes, jusqu'à un essai de soudage faisant intervenir une source de chaleur mobile. Chacun de ces essais a été réalisé et simulé numériquement avec le logiciel code\_Aster, de façon à apprécier, à chaque étape, la qualité et la robustesse de la simulation numérique par des comparaisons calculs-expérience.

Dans le second chapitre, l'identification des données élasto-viscoplastiques du matériau d'étude est tout d'abord présentée. Cette identification se base sur des essais unidimensionnels et isothermes, pour des domaines de vitesses et de températures les plus proches possibles des conditions de soudage. Le comportement visqueux du 316L a été mis en évidence pour les températures supérieures à 500°C, c'est pourquoi une loi de comportement élasto-viscoplastique a été retenue pour les simulations numériques. Les paramètres, dépendants de la température, de cette loi de comportement, ont été identifiés jusqu'à 1100°C et extrapolés au-delà.

Après quoi, un test uniaxial de type « Satoh » a été simulé afin de valider les paramètres précédemment identifiés. Pour cet essai, la température est prescrite, et les contraintes, homogènes, sont mesurées en continu en cours d'essai. Plusieurs cycles thermiques d'amplitude maximale décroissante sont appliqués à la zone utile, dont on bloque les déplacements longitudinaux. L'analyse comparative calcul-expérience permet de faire les remarques suivantes :

La loi de comportement élastoviscoplastique considérée, avec les paramètres matériau adéquats, permet de reproduire de façon très satisfaisante l'évolution de la contrainte au cours des cycles thermiques. Les contraintes résiduelles à la fin de chaque cycle thermique appliqué sont sensiblement identiques. Cela peut être reproduit par la simulation numérique élastoviscoplastique, bien qu'un écrouissage isotrope soit considéré, car la restauration visqueuse de l'écrouissage à haute température compense l'agrandissement isotrope du domaine élastique. Cette loi de comportement et les paramètres identifiés peuvent donc être utilisés avec confiance pour des simulations de soudage plus complexes. En l'absence de données viscoplastiques, l'hypothèse d'un écrouissage cinématique plutôt qu'isotrope, semble préférable en termes de prévision des contraintes résiduelles.

Le troisième chapitre décrit la réalisation et la simulation d'essais sur structures bidimensionnelles axisymétriques faisant intervenir des gradients de température et de contraintes, ce qui permet, dans une configuration qui reste simplifiée, d'étudier le comportement thermomécanique structural. Différents types de structures (mince ou épaisse), et différents types de sollicitations thermiques (chargement unique ou multiple, avec ou sans création d'une zone fondue) ont été considérés. La loi de comportement et les paramètres élastoviscoplastiques calés sur le premier type de test uniaxial, ont été réutilisés pour la simulation numérique de ces essais.

## Conclusion Générale

Lorsque la sollicitation thermique est maîtrisée par le biais d'une méthode inverse de conduction de la chaleur (cas des tests hors fusion), les simulations permettent de reproduire de façon très satisfaisante les déplacements transitoires, distorsions et contraintes résiduelles.

Dans le cas d'une structure mince, les effets de flexions sont importants et influencent les contraintes résiduelles. La représentation correcte de ces effets de flexion nécessite des données matériaux suffisamment fines. Cette sensibilité aux données matériaux n'est cependant pas aussi importante dans le cas d'une structure épaisse.

La non prise en compte des effets visqueux se traduit d'une manière générale par une sous estimation de l'amplitude des déplacements et notamment de la flèche maximale. Cependant, sur les contraintes résiduelles, cela n'a pas une influence prépondérante.

Lorsque la viscosité est négligée, l'hypothèse d'un écrouissage cinématique est préférable en termes de prédiction des contraintes résiduelles, dans le cas d'un chargement cyclique, mais tend cependant à sous estimer la déformée finale. A l'inverse, un écrouissage isotrope permet de mieux retrouver la déformée finale, mais surestime les contraintes résiduelles, comme cela était observé sur les essais Satoh.

Lorsqu'un bain de fusion intervient (cas du disque soudé par TIG), se pose le problème de la modélisation de l'apport de chaleur. Une nouvelle méthode inverse développée par G. Blanc (CETHIL-INFLUTHERM) a été utilisée pour retrouver à chaque instant, à partir de la mesure de températures en face inférieure, la position du front de fusion ainsi que le flux de chaleur passant dans la partie solide sur ce front de fusion. Cette méthode donne des résultats encourageants, compte tenu de l'épaisseur de la structure qui rend l'inversion difficile. Toutefois, l'utilisation d'une formulation mathématique classique de source de chaleur de type gaussienne, calée manuellement sur les températures mesurées en face inférieure est suffisante pour une prédiction mécanique correcte en terme de déplacements transitoires, et contraintes résiduelles. Dans le cas considéré, les effets viscoplastiques ne semblent pas prépondérants, ni sur les contraintes résiduelles, ni sur les déplacements, ce qui est lié à l'épaisseur de la structure.

Le quatrième chapitre est consacré au dernier type de test, qui considère la création d'une ligne de fusion par TIG, sans métal d'apport, le long du grand axe d'une plaque en acier 316L de 10mm d'épaisseur. Une seule passe est réalisée, le soudage s'effectue sans métal d'apport, il s'agit donc d'une configuration simplifiée par rapport à une opération de soudage réelle, mais qui reste représentative.

Un grand nombre de mesures ont été réalisé sur ce cas test (températures, déplacements, déformée finales, déformations résiduelles dans le plan de la face inférieure, contraintes résiduelles), ce qui en fait un support précieux pour la validation numérique.

Pour ce type d'essai, l'hypothèse de quasi-stationnarité peut raisonnablement être adoptée du point de vue thermique, ce qui a permis de caler rapidement la source de chaleur sur les mesures de températures. Cette source de chaleur a ensuite été réinjectée dans un calcul thermique puis mécanique transitoire tridimensionnel, autorisé par les dimensions relativement réduites du spécimen. La comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats de simulation transitoire élasto-viscoplastique indique une excellente concordance pour les déplacements transitoires et la déformée finale. Les déformations dans le plan de la face inférieure, ainsi que la contrainte résiduelle longitudinale, semblent quelque peu surévaluées dans la partie centrale, mais leur répartition est très bien reproduite. Comme dans le cas du disque soudé par TIG, l'influence de la viscosité sur les résultats semble faible, aussi bien pour les contraintes que pour les déplacements. En revanche, une caractérisation mécanique fine du matériau est nécessaire pour une prévision correcte des déplacements transitoires, même si elle semble moins indispensable pour la prédictions des contraintes résiduelles.

Une simulation tridimensionnelle donne donc des résultats tout à fait satisfaisants. Mais pour avoir une idée de la variabilité des résultats obtenus dans le cas de simulations qui réduisent la dimension du

## Conclusion Générale

problème, deux types de simulations bidimensionnelles ont également été effectuées : d'une part une simulation en déformation plane considérant une section transversale à l'axe de soudage, et d'autre part une simulation en contraintes planes qui considère le plan moyen de la plaque.

La simulation en déformation plane, bien que beaucoup plus rapide qu'une simulation 3D, donne des résultats qui ne sont pas satisfaisants, ni en déplacements, ni en contraintes, et ceci ne peut être imputé à la loi de comportement élasto-viscoplastique considérée, car celle-ci a été validée lors des étapes précédentes. En revanche, la simulation en contraintes plane, elle, bien qu'elle ne permette pas de représenter les déplacements structuraux, permet d'obtenir de façon relativement satisfaisante le champ de contraintes résiduelles, car celui-ci est homogène dans l'épaisseur de la plaque. En particulier, la répartition des contraintes longitudinales est bien reproduite. En outre, la comparaison de cette simulation avec la simulation 3D est également satisfaisante en ce qui concerne les contraintes en cours de soudage. Cette approche est donc recommandée pour la simulation d'un cas similaire, si les contraintes résiduelles sont le résultat recherché.

Pour terminer, notons que ce cas test peut également servir de support pour la validation de nouveaux outils numériques. Par exemple, un calcul avec des éléments de coques, qui n'a pas été envisagé ici, pourrait également être effectué. De même, des outils de remaillages automatiques, ou encore qui couplent des éléments 3D et 2D (ou autres fonctionnalités disponibles dans d'autres codes de calcul que celui utilisé dans cette étude), pourraient également être utilisés.

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.

REFERENCES

- 1941 **Rosenthal D.**, Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, Welding Journal, 1941, 20, pp.220s-234s
- 1946 **Rosenthal D.**, Mathematical Theory of moving sources of heat and its application to metal treatments, Trans ASME, 1946, 68, pp.849-866
- 1949 **Schaeffler**, Constitution Diagram for stainless steel weld metal, Metal Progress, 1949, 56, pp. 680-680B
- 1961 **Rykalin N. N.**, Calcul des processus thermiques de soudage, soudage et techniques connexes, janvier 1961
- 1965 **Christensen, N., Davies, V. de L., Gjermundsen, K.**, Distribution of temperature in arc Welding, British welding Journal, Fev 1965, pp.54-75
- 1968 **Castro, R., de Cadenet, J.J.**, Métallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistants à chaud, Paris, Dunod, 1968.
- 1971 **Rykalin N.N., Nikolaev A.V.**, Flux thermique en soudage à l'arc (Welding Arc Heat flow), Le soudage dans le monde (Welding in The World) Vol.9, n°3/4,1971
- 1971 **Ueda, Y., Yamakawa, T.**, Thermal stress analysis of metals with temperature-dependant mechanical properties, in : proceedings of the international conference on Mechanical behavior of materials, 1971, Vol. III, pp.10-20.
- 1972a **Satoh. K., Ohnishi, T.**, Transient thermal stresses of Weld Heat-Affected Zone by Both-Ends Fixed Bar Analogy, Transactions of Japan Welding Society, 1972, Vol. 3, N°1, pp.125-134.
- 1972b **Satoh, K.**, Thermal stresses developed in High Strength Steels Subjected to Thermal Cycles Simulating Weld Heat-Affected Zone, Transactions of Japan Welding Society, 1972, Vol. 3, N°1, pp.135-142.
- 1973 **Hibbitt, H.D., Marcal, P.V.**, A numerical, thermo-mechanical model for the welding and subsequent loading of a fabricated structure, Computers and Structures, 1973, Vol. 3, 5, pp. 1145-1174.
- 1974 **Delong W.T.**, Ferrite in austenitic weld metal, welding journal, 1974, 53, pp.273s-286s
- 1975 **Nickell, R.E., Hibbitt, H.D.**, Thermal and Mechanical analysis of welded structures, Nuclear Engineering and Design, 1975, Vol.32, 1, pp. 110-120.
- 1978 **Anderson, B.A.B.**, Thermal stresses in a submerged-arc welded joint considering phase transformations, Journal of Engineering Materials and Technology, 1978, Vol. 100, pp.356-362.
- 1981 **Giusti, J.**, Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique ; application au soudage et à la trempe des aciers, Thèse de Docteur-ès Sciences, Univ. Paris VI, 1981, 184p.
- 1981 **Sidoroff, F.**, Formulations élasto-plastiques en grandes déformations, Rapport Greco n°29, 1981.
- 1982 **Varriot, J., Gerbeaux, H.**, Les aciers inoxydables : mise en œuvre et soudage, Publications de la soudure autogène, Paris 1982
- 1983 **Denis, S., Simon, A, Beck, G.**, Analysis of the thermomechanical behaviour of steel and calculation of internal stresses during martensitic quenching

## Références

- 1983 **Wang Zhigang., Inoue, T.,** A viscoplastic constitutive relationship with phase transformation and the application to the process of welding , Proc. Of the 4<sup>th</sup> Int. Conf. Mechanical behaviour of materials, p. 474, 1983
- 1984 **Goldak, J., Chakravati, A., Bibby, M.,** A new finite element model for welding heat sources, Metallurgical Transactions, 1984, 15B, pp. 299-305
- 1985 **Binard J., Chabenat A.,** Etude expérimentale des paramètres influençant le bain de fusion, Soudage et techniques connexes, Janv-Fev 1985.
- 1985 **Boyer, J. C., Boivin M.,** Numerical calculations of residual-stress relaxation in quenched plates, Materials Science and Technology, 1985, Vol.1, pp.786-792
- 1985 **Cornu, J.,** Soudage par fusion en continu, Paris Londre lausanne, Hermès, 1985
- 1985 **Lemaitre, J., Chaboche, J.L.,** Mécanique des matériaux solides, Paris, Dunod, 1985
- 1985 **Wang Zhigang., Inoue, T.,** Viscoplastic constitutive relation incorporating phase transformation – application to welding, Material Science and Technology, 1985, Vol.1 , pp. 899-903.
- 1986 **Leblond, J.B, Mottet, G., Devaux, J.C.,** A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformation – II. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases, J. Mech. Phys. Solids, 1986, Vol.34, n°4, pp.411-432
- 1988 **Liebaut, C., Gautier, E., Simon, A.,** Etude rhéologique d'un acier Fe-0.2% C durant sa transformation de phase, Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, oct 1988, pp. 551-572.
- 1988 **Raynaud, M.,** Determination of the front location in nonlinear melting problems using an inverse approach, 6<sup>th</sup> Eurotherm Seminar : Heat Transfert in Phase-Change Problems, 1988, Delft, The Netherlands, pp. 86-88
- 1989 **Leblond, J.B.,** Simulation numérique du soudage, modèle de viscoplasticité ; FRAMASOFT ; N°CSS.L.N.T.89/4015, 1989.
- 1989a **Leblond, J.B, Devaux, J.B., Devaux, J.C.,** Mathematical modelling of transformation plasticity in steels – I case of ideal plastic phases, Int. J. of Plasticity, 1989, vol.5, pp. 551-572.
- 1989b **Leblond, J.B,** Mathematical modelling of transformation plasticity in steels – II coupling with strain hardening phenomena, Int. J. of Plasticity, 1989, vol.5, pp. 573-591.
- 1990 **Lacombe, P., Baroux, B., Beranger, G.,** Les aciers inoxydables, éditions de physiques, 1990.
- 1991 Laser de puissance et traitements des matériaux (publ. A.B. Vannes), Ecole polytechnique fédérale de Lausanne, Ecole de printemps, Presses polytechniques et universitaires romandes Sireuil mai 1991
- 1991 **Karlsson L., Lindgren L.E,** Combined heat and stress-strain calculations, Modelling of casting, welding and advanced solidification Processes V (1991),187-202
- 1991 **Tekriwal, P., Mazumder, J.,** Transient and residual thermal strain-stress analysis of GMAW, ASME J. Engineering Materials and Technology, 1991, vol.113, pp. 336-343.
- 1992 **Ashby, M.F.,** Physical modelling of materials problems, Materials Science and Technology, 1992, Vol. 8,pp. 102-111.

## Références

- 1991 **Itoh, Y.Z., Kashiwaya, H.**, A Study of Cyclic Thermal Straining in Welded Joint, Using a Closed-Loop, Servo-Controlled Testing Machine, Journal of Pressure Vessel Technology, Transaction of the ASME, 1992, Vol. 114, pp. 422-427.
- 1992 **François, D., Pineau, A., Zaoui, A.**, Comportement mécanique des matériaux : élasticité et plasticité, Edition Hermès 1992.
- 1992 **Colonna, F., Massoni, E., Denis, S., Chenot, J.L., Wendenbaum J., Gauthier, E.**, On thermo-elastic-viscoplastic analysis of cooling processes including phase changes, Journal of Materials processing Technology, 1992, 34, pp.525-532.
- 1992 **Simo, J.C., Miehe, C.**, Associative coupled thermoplasticity at finite strains : Formulation, numerical analysis and implementation, Comp. Meth. Appl. Mech. Eng., 1992, 98, pp. 41-104, North Holland
- 1993 **Mc Dill, J.M.J., Oddy, A.S., Goldak, J.A.**, Comparing 2-D plane strain and 3-D Analyses of residual stresses in welds, Proceeding of the 3<sup>rd</sup> Int. Conf. on Trends in Welding Research, 1993, pp.105-108.
- 1993 **Josefson, B. L.**, Prediction of Residual Stresses and Distorsions in Welded Structures, Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Transaction of the ASME, Fev. 1993, Vol. 115, pp.52-57.
- 1993 **AFCEN** Association Française pour les règles de conception et de construction des matériels des chaudières électro-nucléaire ; Règles de conception et de construction des matériels mécaniques des îlots nucléaires RNR (RCC-MR), Tome 1, Vol Z : Annexe technique A3, Paris, Mai 1993.
- 1993 **François, D., Pineau, A., Zaoui, A.**, Comportement mécanique des matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact, Edition Hermès, 1993.
- 1993 **Lancaster, J.H.**, Metallurgy of Welding, London, Ed. Chapman&Hall, 4<sup>e</sup> edition, 1993.
- 1994 **Dupas, P., Waeckel, F.**, Recueil bibliographique de caractéristiques thermomécaniques pour l'acier de cuve, les revêtements inoxydables et les alliages 182 et 600, 1994, Rapport EDF/DER HI-74/93/097, HT-26/93/058A, 46p.
- 1994 **Khardi, N.**, Etude de faisabilité de la constitution d'une base de données de comportements locaux de matériaux lors d'une opération de soudage, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, rapport bibliographique N°. IN-0R201.138001 Avril 1994.
- 1994 **Videau, J.C., Cailletaud, G., Pineau, A.** Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul des structures, Journal de Physique IV, Colloque C3, supplément au J de Physique III, 1994, vol 4, p 227-232
- 1995 **Waeckel, F.**, Synthèse des modélisations thermiques d'une opération de soudage réalisées dans la fiche coopérative 3449, note EDF/DER n°HI-74/95/028/0, Département Mécanique et Modèles Numériques 20/10/1995, 47p.
- 1995 **Druette, L., Morlot, R., Dard, J., Raynaud, M., Laurent, M.**, Conception du dispositif de simulation par laser de champs de températures analogues à ceux de la Zone Affectée Thermiquement lors d'une opération de soudage, Rapport INSA-CETHIL n°IN-OR 20113803A2, 13/04/1995, 73p.
- 1995 **Pericleous K., Bailey C.**, Study of Marangoni Phenomena in laser-melted pools, in : Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII, J. Campbell and M. Cross eds, 1995, pp.91-100

## Références

- 1995 **Roelens, J.B.**, Determination of residual stress in submerged Arc Multipass weld by means of numerical simulation and comparison with experimental measurements, Mathematical modelling of Weld phenomena 2, H. Cerjak ed., The institute of Materials, London, 1995 pp. 227-241.
- 1995 **Sarrazin, E.**, Modélisation du soudage d'alliages d'aluminium, Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique, 1995, 193p.
- 1995 **Cau, L.**, Contribution à l'étude des transformations de phases et du comportement mécanique d'aciers non alliés à hautes températures après chauffage rapide par conduction électrique, Thèse de Doctorat, Université de Lille III, 1995, 246p.
- 1996 **Mguil – Touchal, S., Morestin, F., Brunet, M.**, Mesure de champs de déplacements et de déformations par corrélation d'images numériques, Actes du colloque National Mecamat 96, Mécanisme et Mécanique des Grandes Déformations, Aussois, 1996, p. 179-182.
- 1996a **Canas, J., Picon, R., Paris, F., Del Rio, J.I.**, A one-dimensional model for the prediction of residual stress and its relief in welded plates, Int. J. Mech. Sci., 1996, Vol. 38, No. 7, pp. 735-751.
- 1996b **Canas, J., Picon, R., Paris, F., Blazquez, A., Marin, J.C.**, A simplified numerical analysis of residual stresses in aluminium welded plates, Computers and Structures, 1996, Vol. 58, No. 1, pp.59-69
- 1996 **Philip, O.**, Structure métallique sous un chargement thermomécanique cyclique. Interaction déformation progressive-fluage, Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1996, 261p.
- 1996 **Ronda, J., Estrin, Y., Oliver, G.J.**, Modelling of welding : a comparison of thermo-mechano-metallurgical constitutive model with a thermo-viscoplastic material model, J. Mater. Process. Technol., 1996, 60, pp. 629-636.
- 1996 **Dumord, E.**, Modélisation du soudage continu par faisceau de haute énergie : application au cas du soudage par laser Nd : YAG d'un acier X5 CrNi 18-10, thèse de doctorat, Université de Bourgogne, 1996
- 1997 **Denis, S.**, Préviation des contraintes résiduelles induites par traitement thermique et thermo-chimique, Revue de Métallurgie – CIT/Science et Génie des matériaux, 1997, pp.157-176.
- 1997 **Blanc, G., Beck, J.V., Raynaud, M.**, Solution of the inverse heat conduction problem with a time variable number of future temperatures, Numerical Heat Transfer, 1997, Part B, Vol. 32, pp. 437-451
- 1997 **Devaux, J.**, Modélisation numérique du soudage – calcul thermomécanique et mécanique d'un essai laser sur disque, Lyon : Systus international, 1997, rapport LESR/97/2028 indice A, 23p.
- 1997 **Li, Z.Y., Wu, C.S.**, Analysis of the transport phenomena in the interfacial region between TIG arcs and weld pools, Computational Materials Science, 1997, 8, pp.243-250.
- 1997 **Razakanaivo, A.**, Introduction dans le Code\_Aster d'un modèle de comportement élasto-viscoplastique prenant en compte la métallurgie, Note HI-74/97/020/0.
- 1997 **Wu, C.S., Ushio, M., Tanaka, M.**, Analysis of the TIG welding arc behavior, Computational Materials Science 7, 1997, pp. 308-314.
- 1997 **Michaleris, P., Debicari A.**, Prediction of welding distortion, Welding Journal, 1997, 76 (4), pp.172-180

## Références

- 1997 **Waeckel, F.**, PPRD I7-97-02 : Modèles et méthodes de simulation numérique des contraintes résiduelles de soudage, note EDF/DER n°HI-74/96/009/0, Département Mécanique et Modèles Numériques, 02/06/1997, 18p.
- 1997 **Blanc, G., Delame, C., Druette, L., Laurent, M., Raynaud, M.**, Simulation par laser de champs de température analogue à ceux de la zone affectée thermiquement lors d'une opération de soudage : détermination du chargement thermique axial d'un disque chauffé par flux laser, 10/12/97, Note INSA-CETHIL n°IN-OR 20113808D2, ND 2426Ms, 29p.
- 1997 **Lindgren, L.-E., Häggblad, H.A., McDill, J.M.J., Oddy, A.S.**, Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 1997, 147, pp. 401-409
- 1997 **Bru, D., Devaux, J., Bergheau, J.M., Pont, D.**, Influence of material properties at high temperatures on the modelling of welding residual stress and deformation state, *Mathematical Modelling of weld phenomena 3*, 1997, pp. 456-463
- 1997 **Inoue, T.** Residual stresses and distortions, metallo-thermo-mechanics : simulation of engineering process incorporating phase transformations, *Mathematical Modelling of weld phenomena 3*, 1997, pp. 547-474.
- 1997 **Kim W.H., Fan H.G., Na S.J.**, Effect of various driving forces on heat and mass transfer in arc welding, *Numer. Heat transfert*, 1997, Part A, 32, pp. 633-652
- 1998 **Cavallo, N.**, Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage, Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1998, 211p.
- 1998 **Aliaga, C., Massoni, E., Treuil, J.L.**, 3D numerical simulation of THEVP behavior using stabilized mixed FE formulation : application to 3D heat treatment, 4<sup>th</sup> World Cong. On Computational Mechanics, Buenos Aires, Argentina, 29 june – july 1998.
- 1998 **Denis, S., Archambault, P., Aubry C., Mey, A., Louin, Ch., Simon, A.**, Modelling of phase transformation kinetics in steels and coupling with heat treatments residual stress predictions, *Proc. Of 3<sup>rd</sup> European Mechanics of Materials Conf.*, 1998.
- 1998 **Sassi, M., Raynaud, M.**, Solution of the moving-boundaries problems, *Numerical Heat Transfer*, 1998, Part B, Vol.34, pp. 271-286.
- 1999 **Tissot, F. X.**, Etude phénoménologique et modélisation du comportement du bain de fusion en soudage TIG en vue d'une application au contrôle de procédé, Thèse de doctorat, CEA, 1998, 184p.
- 1998 **Rappaz M., Bellet M., Deville M.**, *Traité des matériaux vol.10 : modélisation numérique en science et génie des matériaux*, Presses polytechniques et universitaires romandes, Lausanne, 1998.
- 1998a **Waeckel, F., Razakanaivo, A.**, Modèles de comportement métallurgiques des aciers, Manuel de référence du code\_Aster, R4.04.01-B, 1998.
- 1998b **Waeckel, F., Cano, V.**, Loi de comportement en grandes déformations élasto(visco)plastique avec transformations métallurgiques, Manuel de référence du code\_Aster, R4.04.03, 1999.
- 1998 **Bebey-Fourcot, A., Waeckel, F.**, Simulations numériques du détensionnement de joints hétérogènes soudés par friction, note EDF/DER n°HI-74/97/028/0, 19/01/1998, 54p.
- 1998 **Little, G.H., Kamtekar, A.G.**, The effect of thermal properties and weld efficiency on transient temperatures during welding, *Computers and structures*, 1998, 68 157-165

## Références

- 1998 **Hong, K., Weckman D.C., Strong A. B.**, The influence of thermofluids phenomena in gas tungsten arc welds in high and low thermal conductivity metals, Canadian Metallurgical Quarterly, 1998, Vol 37, No 3-4, pp. 293-303.
- 1998 **Kim, W.H., Na, S.J.**, Heat and fluid flux in pulsed current GTA weld pool, International Journal of Heat and Mass Transfer, 1998, 41, pp. 3213-3227.
- 1998 **Blanc, G., Raynaud, M., Chau, T.H.**, A guide for the use of the function specification methode for 2D inverse heat conduction problems, Rev. Gén. Therm., 1998, 37, pp. 17-30.
- 1998 **Tso-Liang Teng, Peng-Hsian Chang**, Three-dimensional Thermomechanical analysis of circumferentially welded thin-walled pipes, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1998, 75, pp. 237-247.
- 1998 **Brickstad, B., Josefson, B.L.**, A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1998, 75, pp. 11-25.
- 1998 **Ronda, J., Oliver, G.J.**, Comparison of applicability of various thermo-viscoplastic constitutive models in modelling of welding, Comp. Meth. Appl. Mech. Eng., 1998, 153, pp. 195-221.
- 1999 **Médale, M., Jaeger M.**, Modélisation par éléments finis d'écoulements à surface libre avec changement de phase solide-liquide, Int. J. Therm. Sci., 1999, 38, pp. 267-276
- 1999 **Tsai, C. L., Park S. C., Cheng, W. T.**, Welding Distortion of a Thin-Plate Panel Structure, Welding Research Supplement (supplement to the Welding Journal), May 1999, pp.156s-155s
- 1999 **Nguyen, N. T., Otha, A., Matsuoka, K., Suzuki, N., Maeda, Y.**, Analytical Solutions for Transient Temperature of Semi-Infinite Body Subjected to 3-D Moving Heat Sources, Welding Research Supplement (supplement to the Welding Journal), August 1999, pp.265s-274s
- 1999 **Taleb, L.**, Sur le comportement thermomécanique des matériaux et des structures métalliques. HDR, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon et Université Claude Bernard Lyon 1, 1999, 211p.
- 1999a **Vincent, Y., Cavallo, N.**, Procédure de réalisation des essais de simulation laser de ZAT, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, n° 2011AA003, 28/05/99, 31p.
- 1999b **Vincent, Y.**, ACIER 16MND5 DISQUE ; Comparaison calculs et Expériences, Simulation laser de Z.A.T. [disque N4] , Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, N° 2011AA006, 05/99, 90p.
- 1999 **Baup, O., Lejeail, Y.**, Rapport SERSI/LECC/99/xxxxxx, Centre d'étude de Cadarache DER/SERSI/LECC, 1999
- 1999 **Cano, V.**, Simulation complète des expériences de chauffage laser du disque N4 et comparaison avec l'expérience, Note interne EDF DER, n° HI-74/99/002/A, 1999, 54p.
- 1999 **Aliaga, C., Massoni, E., Louin, J.C., Denis, S.**, 3D finite element simulation of residual stresses and distorsions of cooling steel workpieces, 3<sup>rd</sup> Int. Conf. On Quenching an Control of Distorsion, Prague, Czech Rep, 24-26, march 1999
- 2000 **Perret, O.**, Contribution à l'étude des transferts énergétiques au cours de l'interaction laser – matière, application au soudage des matériaux métalliques, Thèse de doctorat, Université de Bourgogne, 2000,193p.
- 2000 **Roger, F.**, Etude et modélisation de la formation d'un cordon de soudure à l'arc, Thèse de doctorat, Ecole polytechnique, 2000,112p.

## Références

- 2000 **Taleb, L., Sidoroff, F.**, A micromechanical Modelling of Greenwood-Johnson Mechanism in Transformation Induced Plasticity. International Journal of Plasticity (article soumis).
- 2000 **Todeschini, P., De Medeiros, C.**, Mesures de contraintes résiduelles sur disques ayant subi un chauffage local par laser, Collaection de notes internes EDF Pôle Industrie. N° HT-41/00/031/A.
- 2000a **Vincent, Y.**, INZAT Program, Essai biaxial, Synthèse Résultats d'Essai, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, N° 20011AA09. Nov. 2000.
- 2000b **Vincent, Y.**, INZAT Program, Essai biaxial, Résultats Simulation 1, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, N° 2011AA10. Nov. 2000.
- 2000c **Vincent, Y.**, INZAT Program, Essai biaxial, Résultats Simulation 2, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, N° 2011AA11. Nov. 2000.
- 2000 **Prost, A., Cano, V.**, Simulation complète des expériences de chauffage laser et de détensionnement du disque INSA Test 1, Note interne EDF-DRD, n° HI-74/01/003/A, 2000.
- 2000 **Petit-Grostabussiat, S.**, Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux, Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2000, 230p.
- 2000 **Modenesi, P.J., Apolinario, E.R., Peireira, I.M.**, TIG welding with single-component fluxes, Journal of Materials Processing Technology, 2000, 99, pp. 260-265
- 2000 **Bergheau, J.M., Robin, V., Boitout, F.**, Finite element simulation of processes involving moving heat sources. Application to welding and surface treatment, J. Shangai Jiaotong University, 2000, E-5, 1, pp. 114-122
- 2000 **Engelhard, G., Habip, L.M., Pellkofer, D., Schmidt, J., Weber, J.**, Optimization of residual welding stresses in austenitic steel piping : proofesting and numerical simulation of welding and postwelding processes, Nuclear Engineering and Design, 2000, 198, pp. 141-151.
- 2000 **Marhle, A., Schmidt, J., Weiss, D.**, Simulation of temperature fields in arc and beam welding, Heat and Mass Transfer, 2000, 36, pp. 117-126 ;
- 2001 **Pilipenko, A.**, Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding. Their mitigation techniques, PhD, Norwegian University of Science and Technology N-7491 Trondheim, Norway.
- 2001a **Desroches, X.**, Note méthodologique sur la simulation numérique du soudage multipasses, note EDF/DER n°HI-75/01/017/A, Département Mécanique et Modèles Numériques, Decembre 2001, 19p.
- 2001b **Desroches, X.**, Simulation numérique du soudage d'un essai de soudage sur tube en 13 passes, note EDF/DER n°HI-75/00/016/A, Département Mécanique et Modèles Numériques, Decembre 2001, 21p.
- 2001a **Lindgren, L.E.**, Finite element modelling and simulation of welding, Part 1 : increased complexity, Journal of thermal stresses, 2001, 24, pp.141-192.
- 2001b **Lindgren, L.E.**, Finite element modelling and simulation of welding, Part 2 : improved material modelling, Journal of thermal stresses, 2001, 24, pp.195-131.
- 2001c **Lindgren, L.E.**, Finite element modelling and simulation of welding, Part 3 : efficiency and intergration, Journal of thermal stresses, 2001, 24, pp.305-334.

- 2001 **Fricke, S., Keim, E., Schmidt, J.**, Numerical weld modeling – a method for calculating weld-induced residual stresses, Nuclear Engineering and Design, 2001, 206, pp. 139-150.
- 2001 **Fan, H.G., Tsai, H.L., Na, S.J.**, Heat transfer and fluid flow in a partially or fully penetrated weld pool in gas tungsten arc welding, International Journal of Heat and Mass Transfer, 2001, 44, pp. 417-428.
- 2001 **Grignon, C., Petitpas, E., Perinet, R., Condoure, J.**, Modélisation thermométallurgique appliquée au soudage laser des aciers, Int. J. Therm. Sci., 2001, 40, pp. 669-680.
- 2001 **Carmignani, B., Tosselli, G., Interlandi, S., Lucca, F., Marin, A.**, Numerical simulation of welds of thick steel sheets for some experimental models towards ITER TF coil case, Fusion Engineering and Design, 2001, 58-59, pp. 231-236.
- 2001 **Coret, M.**, Etude expérimentale et simulation de la plasticité de transformation et du comportement multiphasé de l'acier de cuve 16MND5 sous chargement multiaxial anisotherme, Thèse de Doctorat, ENS Cachan, 2001.
- 2002 **Sire, S.**, Etude de la formation du bain de fusion en soudage TIG en présence d'un dépôt de silice – application au soudage ATIG des aciers au carbone et FBTIG des alliages d'aluminium, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Nantes, 2002, 162p.
- 2002 **Carron, D., Rogeon, P., Bocquet, P.**, Dilatometric experiments in austenitising conditions for phase transformation modelling in the heat affected zone, Mathematical modelling of Weld phenomena 6, H. Cerjak ed., 2002, pp. 391-409.
- 2002 **Mackerle, J.**, Finite element analysis and simulation of welding-an addendum : a bibliography (1996-2001), Modelling Simul. Mater. Sci. Eng., 2002, 10, pp.295-318.
- 2002 **Shanghvi, J., Michaleris, P.**, Thermo-elasto-plastic finite element analysis of quasi-state processes in eulerien reference frames, Int. J. Numer. Meth. Eng., 2002, 53, pp.1533-1556.
- 2002a **Depradeux, L.**, INZAT Program, Etude de sensibilité thermique sur INZAT Test 1 et 2, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, N°2011AB001 . Avril 2002.
- 2002b **Depradeux, L.**, INZAT Program, Synthèse Résultats d'Essais sur 316L, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, N°2011AB002 . Avril 2002.
- 2002c **Depradeux, L.**, INZAT Program, Résultats simulations sur 316L (2), Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, N°2011AB004 . Avril 2002.
- 2002d **Depradeux, L.**, Caractérisation thermo-mécanique de l'acier 316L – Validation des paramètres sur essai « Satoh », Rapport INSA/URGC Structures n°2011AB005, Avril 2002, 72p.
- 2002 **Kristen, M.**, Caractérisation thermo-mécanique d'un acier 316L, Mémoire de DEA, Unité de Recherche Génie Civil INSA de Lyon, 2002, 121p.
- 2002a **Lindgren, L.E.**, Modelling for residual stresses and deformations due to welding – 'Knowing what Isn't necessary to know', Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, H. Cerjak ed., 2002, pp.491-518.
- 2002b **Lindgren, L.E., Häggblad H.A., Josefson B.L., Karlson, L.**, Thermo-mechanical FE-analysis of residual stresses and stress redistribution in butt welding of a copper canister for spent nuclear fuel, Nuclear Engineering and Design, 2002, 212, pp. 401-408.

## Références

- 2002 **D'Alvise, L., Massoni, E., Walloe, S.J.**, Finite element modelling of the inertia friction welding process between dissimilar materials, *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 125-126, pp.387-391.
- 2002 **Zhu, X.K., Chao, Y.J.**, Effect of temperature-dependent material properties on welding simulation, *Computers and Structures*, 2002, 80, pp.967-976.
- 2002 **Lundbäck, A.**, CAD Support for heat input in a FE model, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp.1113-1121.
- 2002 **Souloumiac, B., Boitout, F., Bergheau, J.M.**, A new local-global approach for the modelling of welded steel component distortions, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp.573-590.
- 2002 **Radaj, D.**, Integrated finite element analysis of welding residual stress and distortion, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp.469-489.
- 2002 **Karkhin, V.A, Fedotov, B.V, Babkin, I.N., Subramaniam, S.**, Analysis of temperature and Voltage drop distributions in the wire extension in continuous and pulsed Arc Welding, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp. 121-141
- 2002 **Hughes, M., Pericleous, K.A., Strusevich, N.**, Modelling the fluid dynamics and coupled Phenomenan in Arc Weld Pools, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp. 63-81
- 2002 **Strusevich, N., Pericleous, K.A., Hughes, M.**, Characterisation of weldpool shapes in the laser Welding of Thick plates, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp. 83-92.
- 2002 **Enzinger, N.**, Modelling welding residual stresses with a commercial multipurpose finite element program, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp.519-537.
- 2002 **Debroy, T., Zhao, H., Zhang, W., Roy, G.G.**, weld pool heat and fluid flow in probing weldment characteristic, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, H. Cerjak ed., 2002, pp. 21-42
- 2002 **Fuhrich, T., Berger, P., Hügel, H.**, Numerical calculation of the weld pool in deep penetration laser welding, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6* H. Cerjak ed., 2002, pp.93-119
- 2002 **Shi Qingyu., Lu Anli., Zhao Haiyan, Wu Aiping**, Development and application of the adaptative mesh technique in the three-dimensional numerical simulation of the welding process, *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 121, pp. 167-172.
- 2002a **Coret, M., Combescure, A.**, A mesomodel for the numerical simulation of the multiphasic behavior of materials under anisothermal loading (application to two low carbon steels) *International Journal of Mechanical Sciences*, 2002, 44, pp. 1947-1963.
- 2002b **Coret, M., Calloch, S., Combescure, A.**, Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading, *International Journal of plasticity*, 2002, 18, pp. 1707-1727.
- 2002 **Vincent, Y.**, Simulation numérique des conséquences métallurgiques et mécaniques induites par une opération de soudage – Acier 16MND5, Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002, 234p.
- 2002 **Tsirkas S.A, Papanikos P. Perikleous K., Strusevich N. Boitout F., Bergheau J.M.**, Evaluation of distorsions of laser welded shipbuilding part using a local-global

## Références

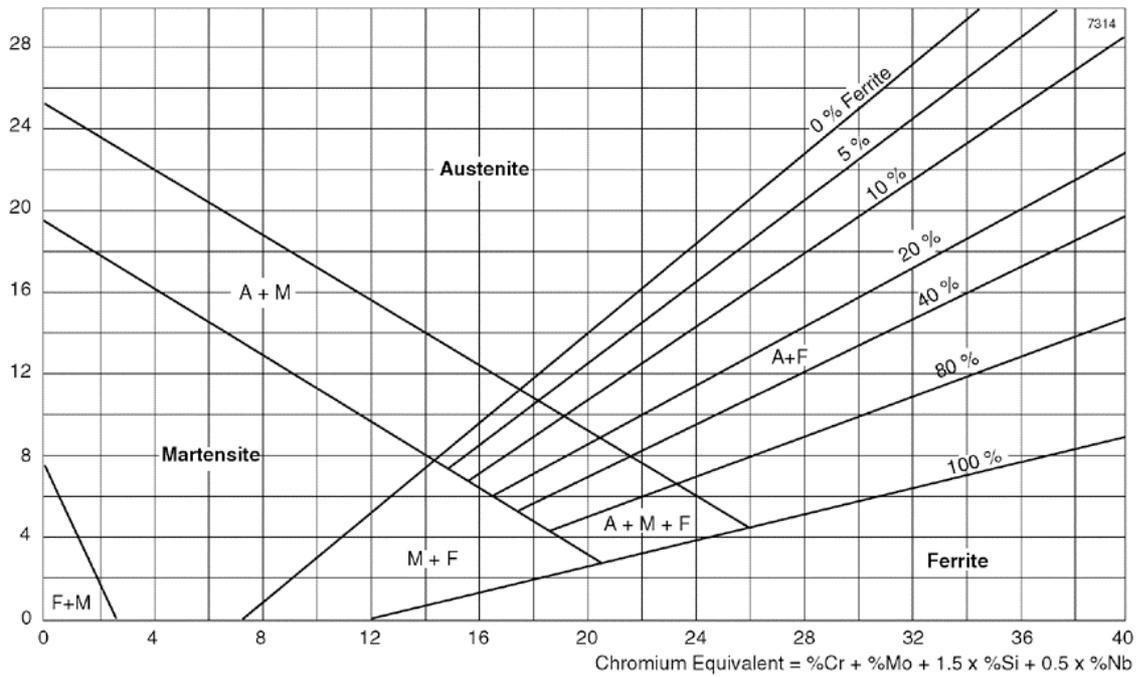
- finite element approach, Science and technology of Welding and joining (2002) sous presse.
- 2002 **Preston, R. V., Rshercliff H. R., Withers P. J., Smith S. D.**, Finite Element Modelling of tungsten inert gas welding of aluminium alloy 2024, Science and technology of Welding and Joining, 2002, Vol. 8, No. 1, pp. 10-18
- 2003 **Bergheau, J.M.**, Apports de la modélisation numérique pour l'optimisation des procédés de soudage, Cours du Colloque National MECAMAT, Aussois, Janv. 2003, 13p.
- 2003 **Tsirkas, S.A, Papanikos, P., Kermanidis, T.H.**, Numerical Simulation of the laser welding process in butt-joint specimens, Journal of Materials Processing Technology, 2003, 134, pp. 59-69.
- 2003 **Vincent, Y., Bergheau, J.M., Leblond, J.B.**, Viscoplastic behaviour of steels during phase transformations, Compte Rendus Mecanique, 2003, 331, pp. 587-594
- 2003 **Preston, R.V., Shercliff H.R., Withers P.J., Smith, S.D**, Finite element modelling of tungsten inert gas welding of aluminium alloy 2024, Science and Technology of Welding and Joining, 2003, Vol.8, No. 1, pp. 10-18.
- 2003 **Faure, F., Bergheau, J.M., Leblond, J.B., Souloumiac, B.**, Predictions of large thin structures during welding using shell elements and multiscale approaches, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7, (soumis)

# **ANNEXE I**

## **ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE**

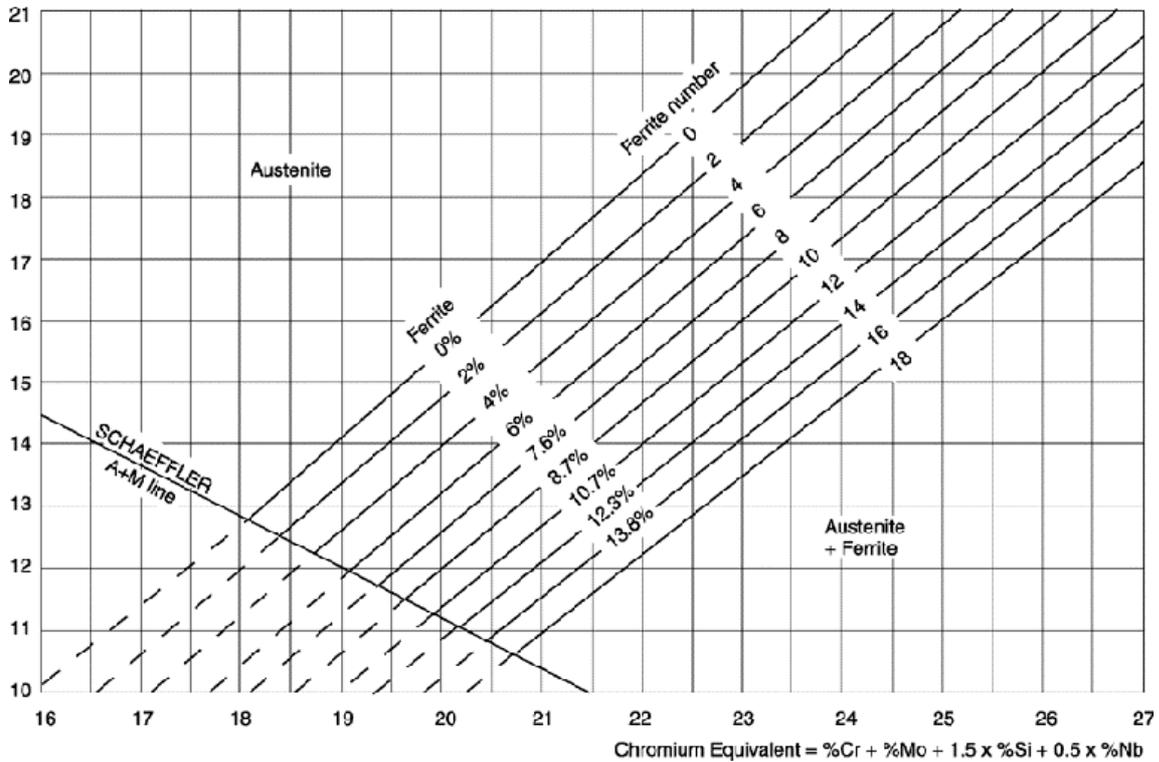
## I DIAGRAMME DE SCHAEFFLER

Nickel Equivalent = %Ni + 30 x %C + 0.5 x %Mn



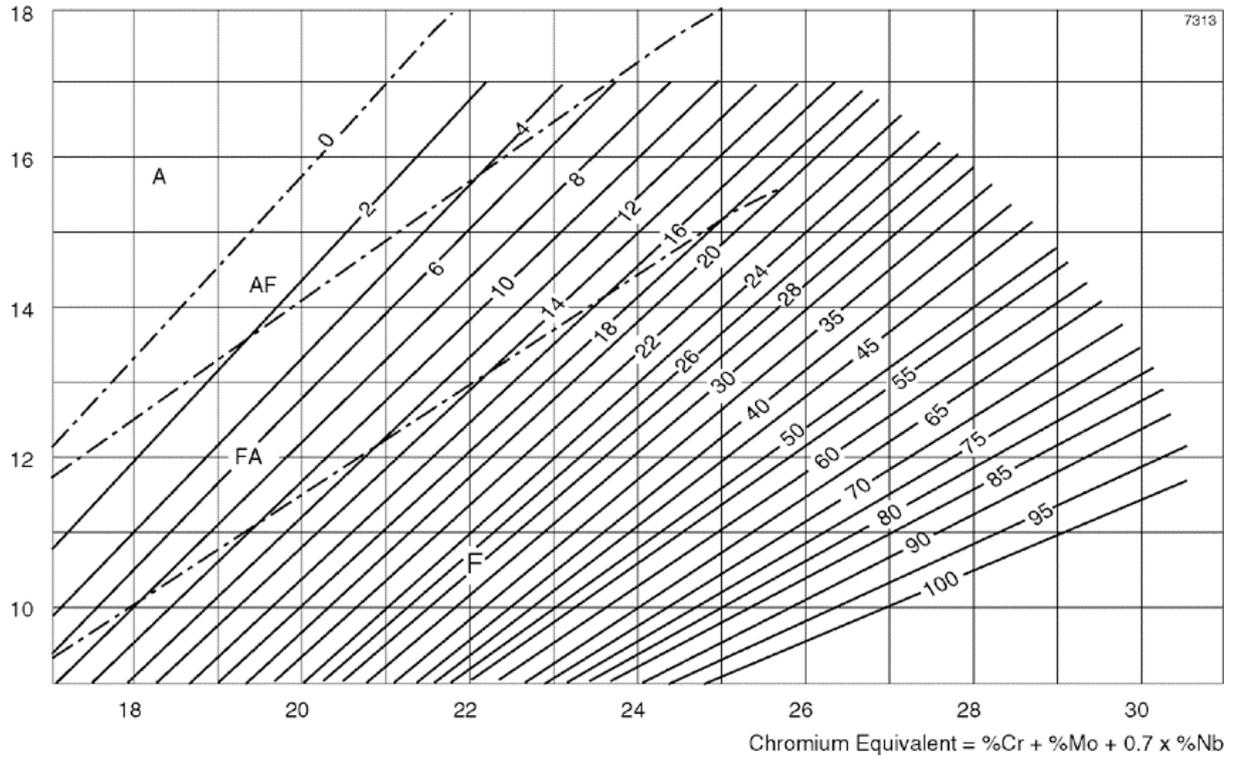
## II DIAGRAMME DE DELONG

Nickel Equivalent = %Ni + 30 x %C + 30 x %N + 0.5 x %Mn



### III DIAGRAMME WRC

Nickel Equivalent =  $\%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0.25 \times \%Cu$



## **ANNEXE II**

### **IDENTIFICATION DES PARAMETRES THERMOMECHANIQUES ET VALIDATIONS SUR ESSAIS UNIDIMENSIONNELS**

# I. ETAT METALLURGIQUE DU MATERIAU DE BASE

## Observation de l'état de base

Quelques observations métallurgiques sur l'état de base ont été effectuées sur des échantillons prélevés directement sur la plaque de 30mm d'épaisseur, laminée à chaud puis hypereffortée, fournie par Avesta Sheffield.

Certains échantillons ont été prélevés au cœur de la plaque (centre) tandis que d'autres ont été prélevés près de la surface (2 ou 3mm sous la surface). Les observations ont été les suivantes : microscope optique, microscope à balayage, microscope à transmission, ainsi que des mesures de macro et microdureté et de compositions chimiques (par RX), et aussi quelques mesures de PTE (Pouvoir Thermo-électrique). Ces observations, menées au CLYME et au GEMPPM par le Dr Jun Yang en collaboration avec les professeurs C. Esnouf et F. Fouquet, étaient destinées d'une part à identifier l'état de base, et d'autre part de tenter d'expliquer dans une certaine mesure les différences de comportement mécanique du matériau consécutives à une histoire thermique (cf. Chapitre 2, V.1.3).

### ➤ Ségrégation et présence de composés aux joints de grains

Les observations au microscope semblent indiquer qu'il existe une différence entre les échantillons prélevés à cœur et en surface. Une bande de ségrégation de 0,25 à 1mm a en effet été observée au cœur du matériau (Fig. A2.a).

De plus, à cœur, des composés constitués de fines lamelles parallèles ont été observés aux joints de grains (Fig. A2.b à A2.d), toutes orientées dans le même sens (le sens de laminage). Ces lamelles sont d'assez grandes dimensions (50 à 100microns), mais elles représentent un faible pourcentage du matériau total. Ces lamelles ne sont par ailleurs pas observées en surface. L'analyse par spectres RX montre que ces lamelles sont riches en Chrome, élément alpha-gène (les lamelles comportent jusqu'à 25% de Cr) et en Molybdène. Il s'agit donc probablement de ferrite (alpha ou delta). Cette ferrite résiduelle s'est probablement formée lors de la solidification de la plaque (conformément aux diagrammes de type WRC qui prévoient l'existence d'un faible pourcentage de ferrite dans le matériau).

De plus, des analyses de microdureté ont montré que ces lamelles n'ont pas d'une manière générale une dureté supérieure au reste du matériau : il ne semble pas qu'il s'agisse de carbure ou d'autres phases. Toutefois, en certains endroits, ces composés présentent une microdureté supérieure ; une analyse plus fine indique alors qu'il s'agit de phase sigma. En effet la ferrite delta est susceptible de se transformer en phase sigma pour des séjours à haute température. Les composés observés aux joints de grain sont donc composés de ferrite et de phase sigma, mais ces composés ne sont présents qu'en faible quantité.

### ➤ Mesures de macrodureté

Les mesures de macrodureté HV, effectuées sur les échantillons prélevés à cœur et en surface, indiquent une faible différence de dureté: celle-ci semble légèrement plus élevée à cœur qu'en surface (154 HV contre 148 HV en moyenne). Toutefois les plages de dispersions de mesures se recoupent pour le cœur et la surface.

### ➤ Taille de grain

La taille de grain est similaire entre la surface et le cœur. Les grains, assez gros (25 à 50 microns) présentent beaucoup de macles et de joints spéciaux. L'explication de la présence de tous ces défauts et joints spéciaux est que l'Energie de Défaut d'Empilement (EDE) de ce matériau est faible, donc les joints s'organisent selon des positions spéciales d'énergie minimum. Les dislocations ont subi des

réarrangements pour pouvoir conduire à des joints de faible énergie surfacique avec au final une faible densité de dislocations dans le matériau. Le matériau semble globalement dans un état restauré (peut-être même recristallisé), sans écrouissage initial. Il est donc dans un état stable qui est peu susceptible de modification.

➤ Dislocations

On observe une densité relativement faible de dislocations. Celles-ci se présentent selon des empilements (elles sont empilées en raison d'une faible énergie de faute). Ces dislocations glissent dans un même plan (les plans de glissement sont parallèles), empilées, jusqu'au joint de grain où elles s'arrêtent (Fig. A2.f). La densité de dislocation semble similaire entre peau et cœur, avec une densité en surface légèrement plus importante.

➤ Précipitations, inclusions

Aucun précipité n'apparaît dans le métal de base (ni carbures de chrome, ni nitrure de chrome). En revanche un certain nombre d'impuretés (Fig. A2.h), d'inclusions (carbures d'aluminium, notamment) sont présentes dans le matériau.

➤ Conclusion sur l'état de base

Il s'agit d'un état globalement restauré, avec tout de même une faible densité de dislocations. Cet état de base ne semble pas susceptible de varier beaucoup au cours d'un traitement thermique ultérieur. De la ferrite résiduelle ainsi que de la phase sigma sont observées au cœur du matériau, mais pas en surface.

### **Observations après traitement thermique**

Afin de tenter de détecter une éventuelle évolution de la microstructure après une histoire thermique, certains échantillons prélevés dans la plaque ont été soumis à des histoires thermiques :

- sur échantillons prélevés à cœur : 20min au four à 950°C, puis refroidissement à l'air libre.
- sur échantillons prélevés en surface : 20min au four à 750°C, puis refroidissement à l'air libre.

Après traitement thermique, aucune modification particulière notable par rapport à l'état de base n'a pu être observée: pas de précipités (ou du moins pas de précipitation généralisée), ni de changement notable de la taille de grain. En revanche, il semblerait qu'il soit apparu des lamelles de ferrite (ou de phase sigma) pour les échantillons prélevés vers la surface, alors que ces lamelles n'étaient pas observées avant traitement thermique vers la surface.

La seule différence apparemment visible avant et après traitement thermique est la présence de ces composés, en fines lamelles aux joints de grain, et il est possible que leur présence puissent affecter le comportement mécanique. Cependant, il n'a pas été possible de quantifier le pourcentage exact de ces composés dans le matériau (mais celui demeure très faible), ni de quantifier dans quelle mesure ce pourcentage évolue après traitement thermique. Enfin il n'est nullement acquis que ces composés aient une influence déterminante sur le comportement mécanique, étant donnée leur faible quantité.

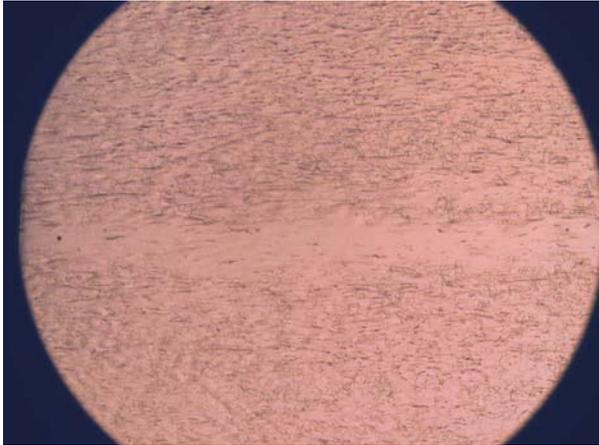


Figure A2.a : bande de ségrégation au centre de la tôle

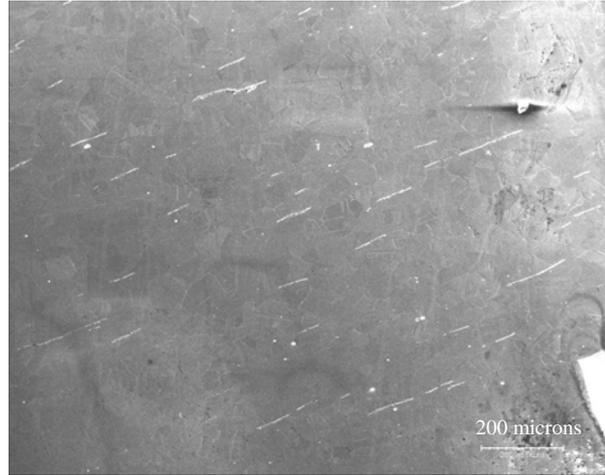


Figure A2.b : lamelles orientées dans le sens du laminage

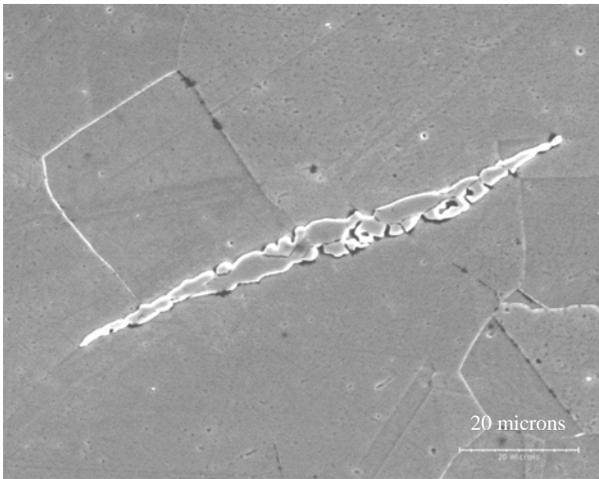


Figure A2.c : Détail d'une lamelle aux joints de grains de grains

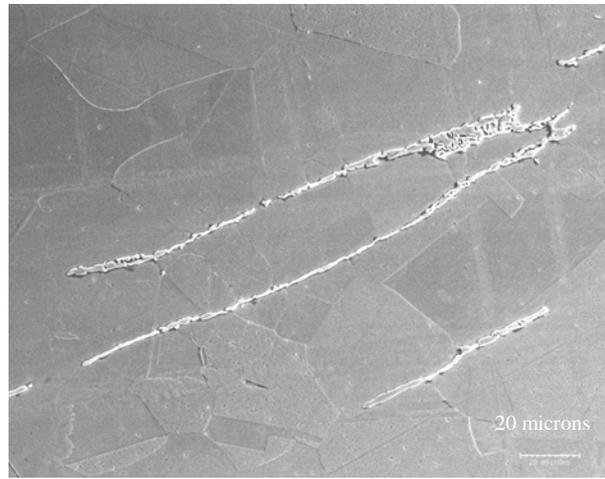


Figure A.2.d : Lamelles aux joints de grains

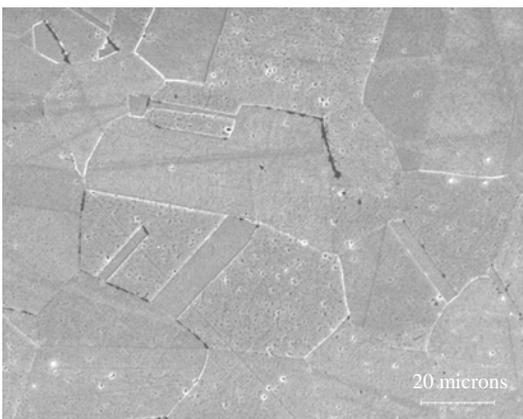


Figure A2.e : grains observés au microscope optique

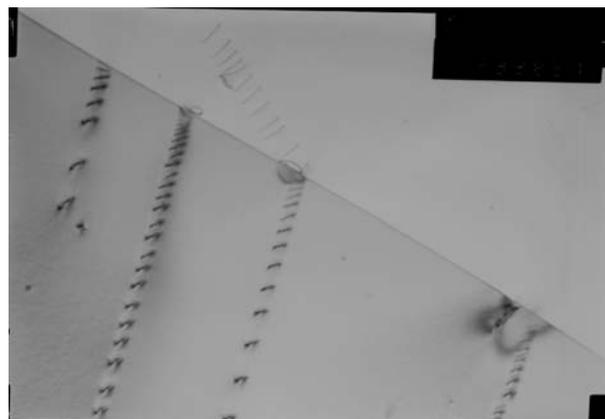


Figure A.2.f : Empilement de dislocation s'arrêtant au joint de grain

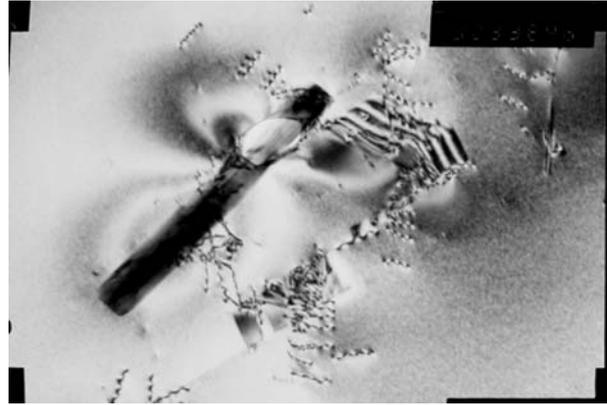
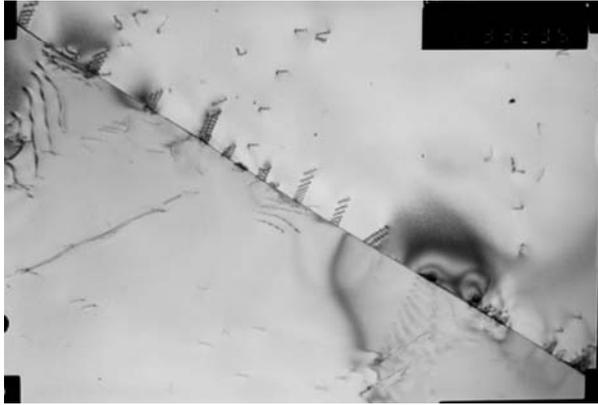


Figure A2.g : Empilement de dislocations sur un joint de grain

Figure A2.h : Impureté dans le matériau

## II DONNEES MECANQUES ISSUES DE LA LITTERATURE

Les données mécaniques dont on dispose sont issues de différentes sources. Ces sources sont :

- Les données RCCMR (Règles de conception et de construction des matériels mécaniques des îlots nucléaires RNR, annexe A3) : il s'agit de valeurs minimales et valeurs moyennes des caractéristiques élasto-plastiques pour un matériau vierge
- Les données CEA/EDF fournies par Le CEA Cadarache : il s'agit des courbes de traction dans le domaine plastique en fonction de la température pour différentes vitesses de déformation.
- Les données FRAMATOME : il s'agit des valeurs de modules d'Young, de limites d'élasticité à 0,2%, et de pentes d'écrouissage en fonction de la température.

Le tableau ci-dessous récapitule les valeurs de module d'Young (E en Mpa)

Temp. (°C)	E (1)	E(2)	E (3)
20	192372	197000	196000
100	185860	191500	192000
200	177720	184000	185000
300	169580	176500	
400	161440	168000	168500
500	153300	160000	
600	145160	151500	151000
700	137020	142500	
800		130000	132000
900		108000	
1000		81500	
1100		32000	
1200		7400	

Tableau A2. 1 : module d'Young (différentes sources)

## Annexe 2

- **E(1)** : données du RCCMR ([AFC.93]) : le RCCMR donne la variation du module d'Young en fonction de la température entre 20°C et 700°C par la formule :

$$E = 194000 - 81,4 T \quad E \text{ en Mpa et } T \text{ en } ^\circ\text{C}$$

- **E(2)** : données FRAMATOME
- **E(3)** : données issues de [LAC.90]

Le tableau ci-dessous récapitule les valeurs de coefficients de dilatation ( $\alpha \cdot 10^{-6}$ )

temp. (°C)	alpha (1)	alpha (1bis)	alpha (2)	alpha (3)
20	15,9	15,9	15,5	16,5
100	16,4	16,9	16	
200	17	17,7		16,5
300	17,5	18,5	17,1	
400	17,9	19,3	17,5	17,5
500	18,3	20		
600	18,7	20,8	18,4	18,5
700	19	21,4	18,7	
800	19,4	21,7	19	19
900	19,6	21,9		
1000	19,8		19,4	19,5
1050				
1100				
1200				
1300				
1400			19,6	

Tableau A6. 2 : coefficient de dilatation (différentes sources)

- **Alpha (1)** : Coefficient de dilatation entre 20°C et la température considérée, donné par le RCCMR ([AFC.93])
- **Alpha (1bis)** : Coefficient de dilatation instantané à la température considérée, donné par le RCCMR ([AFC.93])
- **Alpha (2)** : données FRAMATOME
- **Alpha (3)** : données issues de [LAC.90]

Le tableau ci-dessous récapitule les limites élastiques :

Temp. (°C)	Sigm(1)	Sigm(2)	Sigm(3) (utilisé)	Sigm(4)
20	219,3	274,1	287	260
100	183,5	229,4	237	206
200	152,1	190,1	198	173
300	132,4	165,5	172	155
400	121,2	151,5	157	140
500	115,1	143,9	151	130
600	110,9	138,6	145	123
700	105,2	131,5	136	112
800			127	96
900			115	78
1000			79	57
1050				47
1100			38	35
1200			24	
1300			18	
1400			2	

Tableau A6. 3 : limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% (différentes sources)

- **Sigm(1)** : données RCCMR : la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% **minimale** est donnée en fonction de la température par le RCCMR entre 20° et 700°C par la formule :

$$(R_{0,0002})_{\min} = 220 (1,0453 - 2,5053.10^{-3} T + 4,1763.10^{-6} T^2 - 2,5069.10^{-9} T^3)$$

( $R_{0,0002}$ ) est en Mpa et T en °C

- **Sigm(2)** : données RCCMR : la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% **moyenne** s'exprime par :  $(R_{0,0002})_{\text{moy}} = 1,25. (R_{0,0002})_{\min}$
- **Sigm (3)** : données CEA/EDF (remarque : ces valeurs sont obtenues pour des essais menés avec une vitesse de l'ordre de 0,03 /s)
- **Sigm (4)** : données FRAMATOME

Courbes de traction CEA/EDF : ces courbes ont été établies pour une vitesse de 0,03 /s. elles sont données ci-dessous :

20°C	20°C	200°	200°	300°	300°
epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)
0,34585	287,33	0,307696	198,16	0,297716714	172,47
1,15987	314,94	1,125739	231,36	1,113665722	200,62
5,21290	419,42	5,181576	334,1	5,174005666	307,12
20,28476	560,97	20,255565	470,24	20,25576204	451,42

400°	400°	500°	500°	600°	600°
epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)
0,293946429	157,83	0,29478125	151,65	0,296019802	145,47
1,1115	187,32	1,11195	179,12	1,112125413	169,87
5,175529762	294,89	5,1764625	282,34	5,173049505	262,17
20,25932143	435,66	20,2619625	419,14	20,25559736	387,23

700°	700°	800°	800°
epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)
0,295578947	136,2	0,297692308	127
1,11277193	160,7	1,116730769	151,75
5,148526316	211,65	5,152884615	198,75
20,23894035	340,49	20,22596154	293,75

900°	900°	1000°	1000°
epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)
0,306824074	115,37	0,296625767	78,75
1,127314815	137,5	1,100920245	82,25
5,149305556	161,25	5,118404908	96,5
20,15659259	169,12	20,12269939	100

Tableau A6. 4 : courbes de traction CEA/EDF

Courbes de traction moyennes RCCMR

20°C	20°C	200°C	200°C	400°C	400°C
epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)
0,041	80	0,045	80	0,05	80
0,0785	150	0,0564	100	0,0567	90
0,0929	175	0,0727	125	0,0647	100
0,1112	200	0,1009	150	0,0754	110
0,1413	225	0,1224	160	0,092	120
0,2024	250	0,1567	170	0,121	130
0,2441	260	0,2121	180	0,1741	140
0,3016	270	0,3016	190	0,2719	150
0,3809	280	0,4448	200	0,4494	160
0,4899	290	1,029	220	0,7639	170
0,6386	300			0,999	175
1,1114	320				

500°C	500°C	700°C	700°C
epsi totale (%)	sigma (Mpa)	epsi totale (%)	sigma (Mpa)
0,0527	80	0,0595	80
0,0603	90	0,0695	90
0,0698	100	0,08045	100
0,08389	110	0,1112	110
0,1081	120	0,1645	120
0,1533	130	0,2713	130
0,2395	140	0,4839	140
0,4016	150	0,8926	150
0,6992	160		
0,9271	165		

Tableau A6. 5 : courbes de traction moyennes RCCMR

## **ANNEXE III**

### **ESSAIS ET VALIDATIONS SUR STRUCTURES 2D AXISYMETRIQUES**

# I. MESURES DE CONTRAINTES PAR DIFFRACTION DE NEUTRONS

## I.1 PRINCIPE GÉNÉRAL

L'utilisation de neutrons permet de pénétrer à l'intérieur de la matière, contrairement aux rayons X, qui permettent de déterminer les contraintes uniquement en surface. Cependant, le principe de mesure est le même par neutrons et rayons X. Il repose sur la diffraction d'un faisceau incident monochromatique, c'est à dire de longueur d'onde fixée, sur un échantillon polycristalin (constitué d'un ensemble de grains).

Chaque grain de l'échantillon est constitué d'un arrangement d'atomes selon des plans appelés plans réticulaires. Les différentes familles de plans réticulaires parallèles entre eux, au sein d'un grain, sont repérés par les indices de Miller notés (h,k,l). A une famille de plan (h,k,l) donné, correspond une certaine distance interréticulaire notée  $d_{hkl}$ .

Lorsqu'on envoie sur une famille donnée de plans réticulaires un faisceau monochromatique d'une radiation électromagnétique (rayon X, neutrons...) selon une incidence particulière, c'est à dire pour une valeur particulière de l'angle  $2\theta$ , le faisceau réfléchi est diffracté selon la loi de Bragg :

$$\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta \quad (\text{A3.1})$$

Un phénomène de diffraction sera observé lorsque la différence de marche entre deux rayons sera égale à la longueur d'onde. C'est pourquoi les rayons X ou les neutrons sont utilisés, car ceux-ci ont une longueur d'onde qui est de l'ordre de grandeur des distances intercrystallines.

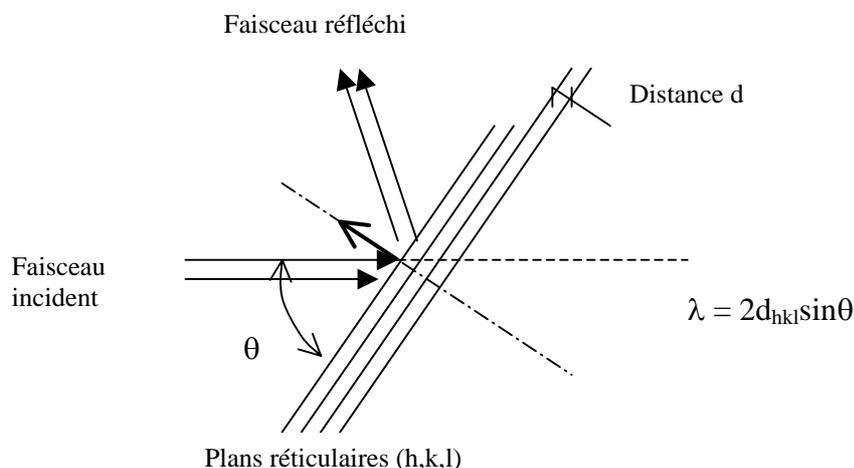


Figure A3.a: Diffraction selon la loi de Bragg

Lorsqu'un matériau est libre de contrainte, une famille de plans réticulaires donnée possède une certaine distance interréticulaire  $d_0$ . Pour un faisceau de longueur d'onde donnée, la diffraction apparaîtra donc pour une certaine incidence, caractérisée par un angle  $\theta_0$ . Si le matériau est le siège de contraintes résiduelles, la distance interréticulaire de cette famille de plan sera différente de  $d_0$ . La diffraction apparaîtra donc non plus pour un angle  $\theta_0$ , mais pour une valeur  $\theta$  légèrement différente. La différentiation de la loi de Bragg donne :

$$\frac{\Delta d}{d_0} = \frac{\Delta \theta}{\theta_0} \quad (\text{A3.2})$$

(Remarque : cette relation est indépendante de la longueur d'onde)

Ainsi, la mesure de la variation d'angle de diffraction permettra de connaître la déformation intercrystalline dans la direction perpendiculaire à la famille de plan : il s'agit de la variation relative de distance interréticulaire selon la relation  $\varepsilon = (d-d_0)/d_0$ .

Etant donné que les distances mesurées sont seulement représentatives de la géométrie moyenne du réseau cristallin, les déplacements individuels ou collectifs d'atomes (diffusion, maillage, glissement de dislocations...) qui s'effectuent sans distorsion à grande distance du réseau cristallin, ne contribuent pas à la mesure. De tels déplacements d'atomes sont caractéristiques des mécanismes de déformation plastique. La déformation mesurée par diffractométrie est donc uniquement de nature élastique.

Si on suppose la théorie de l'élasticité linéaire applicable, il est alors possible de connaître la contrainte correspondant à cette déformation élastique par les relations de l'élasticité sans connaissance de l'histoire mécanique antérieure du matériau. Dans ce cas, c'est la distance interréticulaire qui joue le rôle d'une « jauge de déformation », et la déformation est directement déduite de la variation d'angle de diffraction.

## I.2 CARACTÉRISTIQUES DU DIFFRACTOMÈTRE UTILISÉ

Les mesures de contraintes par diffractions neutroniques présentées dans le chapitre 3 ont été réalisées à l'Institut *Laue Langevin de Grenoble* en collaboration avec le Docteur Thilo Pirling. Un diffractomètre 2 axes à été utilisé. Un schéma du diffractomètre est donné à titre indicatif sur la figure (). Ce diffractomètre comporte un monochromateur disposé dans le faisceau issu du réacteur, qui permet de sélectionner une longueur d'onde pour l'obtention d'un faisceau incident monochromatique.

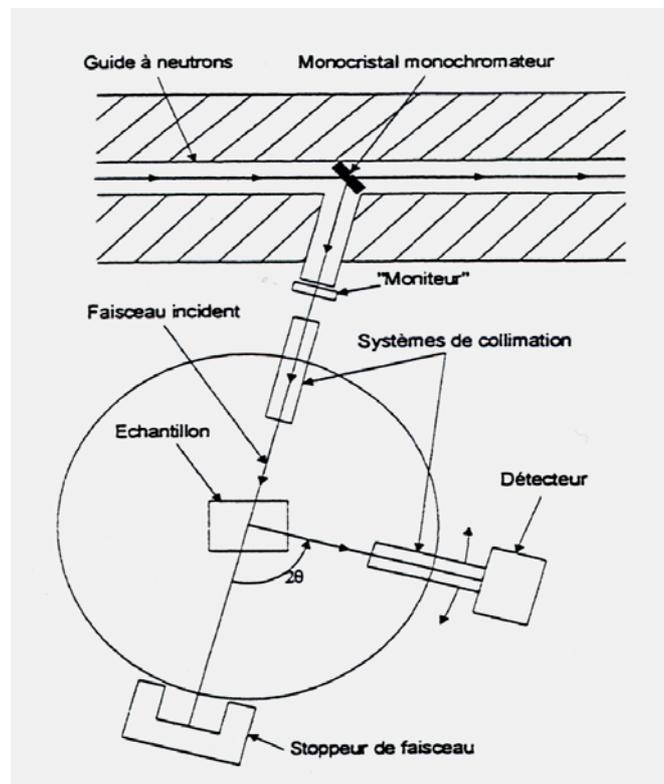


Figure A3.b : Schéma du diffractomètre « 2 Axes »

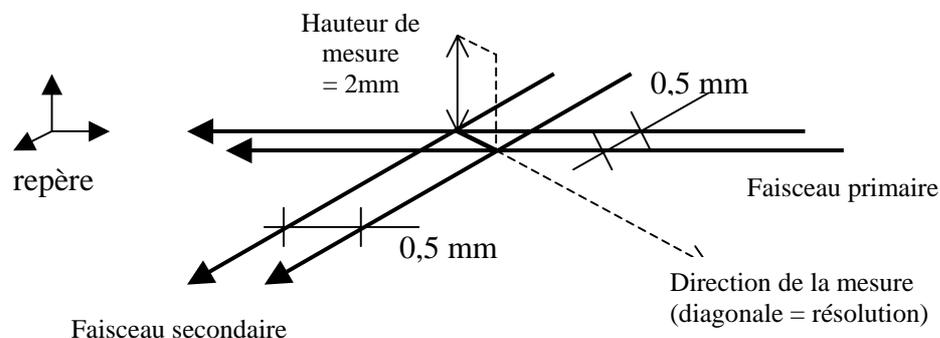
### I.3 APPLICATION À LA MESURE DE CONTRAINTES SUR LES SPÉCIMENS « DISQUES »

Pour connaître l'état de contrainte en un point de l'échantillon, il est nécessaire de déterminer les déformations interréticulaires, pour une famille de plan donné, dans trois directions perpendiculaires. Notre échantillon étant cylindrique, il a fallu déterminer, en un point, les déformations dans les directions radiale, circonférentielle, et axiale, pour remonter aux contraintes principales radiales, circonférentielles et axiales correspondantes.

Tout d'abord, il est nécessaire de choisir une famille de plans réticulaires : par exemple la famille (1,1,1). Ensuite, on détermine un volume de mesure. La taille de ce volume doit être suffisamment petite pour avoir une bonne précision, puisque ce volume représente le « point » de mesure, mais elle doit également être suffisamment grande pour contenir suffisamment de grains dont les plans (1,1,1) sont orientés perpendiculairement à la direction de mesure. Ce sont ces plans qui vont provoquer la diffraction, et c'est donc pour ces plans que la déformation intercrystalline sera déterminée.

Dans notre cas le volume de mesure est délimité par le faisceau incident appelé faisceau primaire, et le faisceau réfléchi, appelé faisceau secondaire, ainsi que par une certaine hauteur de mesure. On définit ainsi un « volume irradié », qui est l'intersection du volume de l'échantillon avec le faisceau incident, et un « volume de sonde », qui est la partie de volume irradié dont les faisceaux diffractés peuvent être reçus par le détecteur. Le volume échantillonné, lui, est la fraction du volume analysé qui contribue de façon effective à l'intensité diffractée reçue par le détecteur.

Concrètement, la largeur des faisceaux primaire et secondaire a été fixée à 0,5mm, et la hauteur de mesure a été fixée à 2mm. La diagonale représentée sur la figure A3.c représente la résolution dans la direction de mesure. Plus cette valeur est faible, plus la mesure est précise.



FigureA3.c : caractéristiques du volume de mesure

Lorsque la famille de plan ainsi que le volume de mesure sont choisis, le faisceau primaire monochromatique est envoyé sur l'échantillon. L'analyse du faisceau diffracté est effectuée par un balayage en  $2\theta$ . L'acquisition des spectres de diffraction a été réalisée en faisant varier l'angle de diffusion (acquisition par balayage angulaire et non par balayage de longueur d'onde). Les acquisitions ne sont pas effectuées à temps constant comme en diffraction de rayons X, mais à nombre constant de neutrons incidents, de façon à s'affranchir d'éventuelles fluctuations de puissance du réacteur. Le nombre de neutrons incidents est évalué à l'aide d'un détecteur secondaire communément appelé « moniteur ».

L'analyse des profils des pics de diffractions permet de vérifier qu'un nombre suffisant de grains ont été échantillonnés. Lorsque ce nombre est insuffisant, les contributions individuelles de chacun des grains du volume échantillonné sont visibles sur le profil du pic de diffraction. Le pic apparaît comme séparé en plusieurs pics élémentaires.

La mesure du  $\theta$  se fait donc à partir de l'analyse du profil des pics de diffraction : l'angle correspond à l'intensité diffractée maximale, il est déterminé par lissage du profil par une gaussienne.

Connaissant les déformations dans trois directions perpendiculaires, on remonte aux contraintes par les relations de l'élasticité. Cependant la déformation élastique mesurée par diffraction est en général différente de la déformation élastique macroscopique du matériau en raison des comportements élastique et plastique anisotropes des monocristaux. Ainsi, les constantes élastiques qui interviennent dans les relations de l'élasticité ne sont pas les valeurs macroscopiques  $E$  et  $\nu$ , mais des constantes radiocristallographiques propres la famille de plan considérée.

*Remarque* : pour obtenir la déformation  $\varepsilon = (d-d_0)/d_0 = (\theta-\theta_0)/\tan\theta_0$  à partir de la mesure de  $\theta$ , il est nécessaire de connaître la valeur de  $\theta_0$ , qui correspond à la diffraction des plans réticulaires d'un matériau libre de contrainte. Cette valeur est connue pour certains matériaux comme le fer pur. En revanche, nous ne connaissons pas cette valeur pour notre matériau qui est constitué d'une matrice de fer cubique face centrée, avec divers éléments en solution solide. Cette valeur a donc été mesurée sur les bords du disque, pour les plans (1,1,1), dans les trois directions radiale, axiale et circonférentielle, en faisant l'hypothèse que le matériau sur les bords du disque a été peu affecté par le chargement thermique, et est libre de contrainte. Finalement, c'est la valeur de  $\theta_0$  obtenu dans la direction radiale sur les bords du disque qui a été utilisé comme référence.

## II. DETERMINATION DE L'EVOLUTION D'UN FRONT DE FUSION PAR METHODE INVERSE ( [BLA.97], [BLA.98] )

La recherche de la position du front de fusion en soudage fait partie des problèmes inverses à frontière mobile. L'objectif de la nouvelle méthode inverse, développée par G. Blanc (CETHIL-INFLUTHERM) est d'estimer la position de la frontière de fusion-solidification de la pièce soudée, à partir de mesures de températures faites en des points éloignés de cette frontière, dans la partie solide.

Cette méthode inverse considère comme inconnues les valeurs scalaires (à chaque pas de temps) du flux surfacique qui pénètre sur le front de fusion dans la partie solide. cette méthode a de plus la particularité de s'affranchir du remaillage de la structure à chaque pas de temps au fur et à mesure de l'avancée du front de fusion. En effet, étant donné que le front de fusion commence par un point pour s'étendre progressivement en un bain étendu, la seule solution est d'opter pour un maillage complet de la pièce avant le début de l'opération de soudage. Rechercher les positions successives du front revient alors à rechercher les positions successives de l'isotherme à la température de fusion. Cela conduit à modéliser la partie fluide et donc, normalement, l'ensemble des phénomènes convectifs. Cependant, la formulation du problème dans le cas de la nouvelle méthode inverse ignore la modélisation des phénomènes convectifs pour ne modéliser que la conduction, aussi bien dans la partie liquide que dans la partie solide.

### II.1 FORMULATION DU PROBLÈME

La formulation du problème est la suivante (cf. [BLA.97], [BLA.98]), dans le cas du soudage dans une configuration fixe, sans déplacement de la source de chaleur :

➤ **Pour la partie solide**, la conduction est modélisée de façon classique :

$$\text{div}(\lambda_s \cdot \text{grad}T_s) = (\rho C_p)_s \left( \frac{\partial T_s}{\partial t} \right) \quad (\text{A3.3})$$

➤ **Pour la partie liquide**, seule la conduction est modélisée :

$$\text{div}(\lambda_l \cdot \text{grad}T_l^*) = (\rho C_p)_l \left( \frac{\partial T_l^*}{\partial t} \right) \quad (\text{A3.4})$$

L'astérisque est utilisé pour rappeler que le champ de température ainsi obtenu dans la partie liquide diffère du champ de température qui aurait été obtenu avec un modèle prenant en compte la convection.

➤ **Sur l'interface**, deux conditions de type Stefan sont posées :

$$T_s(\mathbf{r},t) = T_l^*(\mathbf{r},t) = T_{\text{fusion}} \quad (\text{A3.5})$$

(l'interface est une isotherme à la température de fusion)

Ainsi que ( $\mathbf{n}$  étant le vecteur normal à l'interface) :

$$\lambda_s \left( \frac{\partial T_s}{\partial n} \right)_{T_s=T_{\text{fusion}}} = \lambda_l \left( \frac{\partial T_l^*}{\partial n} \right)_{T_l=T_{\text{fusion}}} + \bar{q} \quad (\text{A3.6})$$

Dans cette dernière équation, le vecteur  $\bar{q}$  représente une densité de flux injectée sur le front de fusion, créant un saut de gradient entre les phases liquide et solide. La densité de flux  $\bar{q}$  sur l'interface représente donc la discontinuité de flux englobant à la fois les phénomènes convectifs dans le bain fondu et les phénomènes de chaleur latente sur l'interface. On a ainsi, sur l'interface :

$\bar{q} = (\text{flux de conduction entrant dans le solide sur l'interface}) - (\text{flux de conduction qui provient du liquide et qui passe dans le solide, sur l'interface})$

➤ **Conditions limites**

Aux équations précédentes, il convient de rajouter les conditions limites sur frontières fixes ; classiquement, ce sont de conditions limites de convection, rayonnement :

$$-\lambda_s \frac{\partial T}{\partial n} = d(r) + h(T - T_{\text{air}}) + \varepsilon \sigma (T^4 - T_{\text{air}}^4) \quad (\text{A3.7})$$

$d(r)$  exprime la densité de flux de chaleur sous la tache calorifique provenant de la source de chaleur résultant du soudage.

*Remarque 1 :*

Dans les équations précédentes, la convection dans le bain fondu n'est pas modélisée. En conséquence, les températures calculées dans la partie liquide ne seront pas représentatives de la réalité physique. En revanche, les effets des mouvements convectifs dans le bain, sur le flux de chaleur qui pénètre dans la partie solide, sont pris en compte par l'intermédiaire du vecteur  $\bar{q}$ . Si le flux  $\bar{q}$  est correctement défini, les températures calculées dans la partie solide seront donc représentatives de la réalité physique.

**Pour estimer les positions du front de fusion, ainsi que le champ de température dans la partie solide, il suffit donc de déterminer les bonnes valeurs du flux  $\bar{q}$ .**

*Remarque 2 :*

Afin de résoudre le problème, il est nécessaire de se donner une condition limite sous la tache calorifique  $d(r)$ . Ce flux de chaleur surfacique peut cependant être défini de façon arbitraire. En effet, une erreur dans la définition de ce flux aura uniquement des conséquences sur les températures dans la partie liquide (qui sont par hypothèses non représentatives de la réalité physique). En revanche, dans la partie solide, les températures n'en seront pas affectées, du moment que le vecteur  $\bar{q}$  est, lui, correctement estimé.

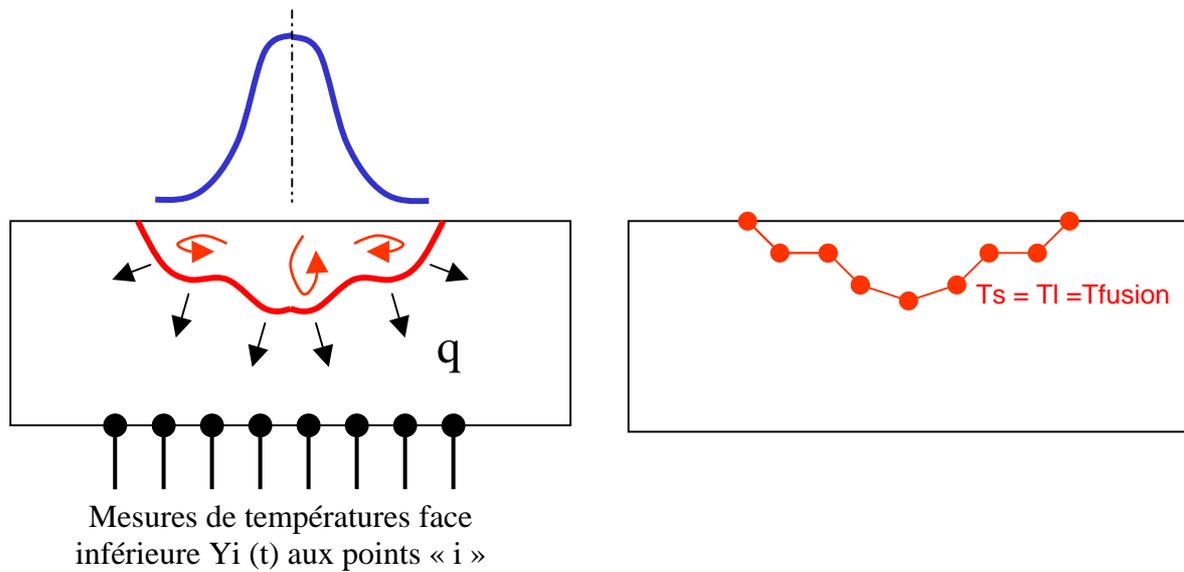


Figure A3.d : Modélisation du front de fusion

## II.2 DÉTERMINATION DES INCONNUES

Afin d'estimer les flux, le choix s'est porté sur une méthode d'estimation de fonction avec températures futures et régularisation spatiale, cette méthode étant réputée pour sa stabilité et sa précision. Cette méthode séquentielle consiste à rechercher le flux surfacique qui a induit les températures mesurées. Connaissant le flux à l'instant  $n$ , «  $\bar{q}^n$  », on cherche sa valeur à l'instant  $n+1$ , «  $\bar{q}^{n+1}$  », qui minimise la fonctionnelle :

$$J(\bar{q}^{n+1}) = \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^{N_{if}} (Y_i^{n+j} - T_i^{n+j}(\bar{q}^{n+1}))^2 + \alpha \int_{s=0}^l \left( \frac{\partial \bar{q}^{n+1}}{\partial s} \right)^2 ds \quad (\text{A3.8})$$

Dans cette équation,  $Y_i^{n+j}$  désigne la température mesurée au point  $i$ , à l'instant  $(n + j)$ , et  $T_i^{n+j}(\bar{q}^{n+1})$  désigne la température calculée au point  $i$ , à l'instant  $(n + j)$  (et qui dépend bien entendu de l'inconnue  $\bar{q}^{n+1}$ ).

Les variations de température à l'instant «  $n + 1$  », dues au flux présent sur le front au même instant sont souvent très faibles et sont noyées dans le bruit de mesure. La minimisation de l'équation précédente n'est alors pas faite à l'instant où le flux est recherché, mais pour les instants futurs, le temps que, par diffusion de la chaleur, la perturbation apportée par le flux ait atteint les capteurs. Le fait de prendre en compte des températures futures (le nombre de pas de temps pris dans le futur pour faire la minimisation) permet de diminuer la sensibilité aux erreurs de mesure.

Utiliser un nombre de températures futures apporte une stabilité temporelle dans la recherche des flux. Cependant, puisque les mesures de températures sont en nombre fini de points, il existe également une stabilité spatiale : deux distributions spatiales du flux différentes peuvent engendrer des écarts de températures inférieurs au bruit de mesure. C'est pourquoi intervient dans l'équation (A3.8) le terme  $\alpha$ , qui est un coefficient de régularisation d'ordre 1. Plus ce terme est important, plus la minimisation de  $J$  contraint à des valeurs similaires pour deux points adjacents sur le front de fusion. Un lissage spatial du front est ainsi obtenu.

### Annexe 3

Cette méthode inverse a été implantée dans un code d'éléments finis déjà existant et développé en interne au CETHIL (le code IFEC), qui permet la résolution du modèle direct. L'algorithme de la méthode inverse se traduit par :

- 1) A l'instant initial (avant que la fusion apparaisse), un flux est imposé sur la tache calorifique ; le modèle direct calcule alors le champ de température dans la pièce.
- 2) Dès que  $T > T_f$ , on pose  $n = n_0$ . La position de l'isotherme de fusion est évaluée sur le maillage (en définissant une ligne constituée de  $(M - 1)$  segments de droite de longueur identique, par la définition des coordonnées de  $M$  points d'interpolation).
- 3) La condition limite sur le front de fusion définie par l'équation (A3.6) est alors prise en compte. La minimisation de la fonctionnelle définie par l'équation (A3.8) permet alors de calculer la valeur des flux  $\bar{q}^{n+1}$  en chaque point  $M$  sur le front de fusion.
- 4) Le champ de température à l'instant  $(n + 1)$  est obtenu à partir de la connaissance des flux  $\bar{q}^{n+1}$  en chaque point  $M$  sur le front de fusion.
- 5) La position du front à l'instant  $(n + 1)$  est alors recalculée : il s'agit de l'isotherme à la température de fusion ( $T_m$ ).
- 6) Retours à l'étape 3) avec  $n = n + 1$ , tant que l'instant final  $n_f$  n'est pas atteint

Cette nouvelle formulation d'un problème inverse à frontière mobile permet donc de retrouver la position d'un front de fusion, à chaque instant, à partir des mesures de température à l'intérieur de la partie solide. Le front est présenté par l'isotherme à la température de fusion. Les inconnues de la méthode sont les flux traversant le front de fusion.

## FOLIO ADMINISTRATIF

THESE SOUTENUE DEVANT L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON

NOM : DEPRADEUX  
(avec précision du nom de jeune fille, le cas échéant)

DATE de SOUTENANCE : Le 1<sup>er</sup> Mars 2004

Prénoms : Lionel André

TITRE :

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

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 04 ISAL 014

Ecole doctorale : Mécanique, Energétique, Génie Civil, Acoustique (MEGA)

Spécialité : Génie Civil : Sols, Matériaux, Structures, Physique du bâtiment

Cote B.I.U. - Lyon : T 50/210/19 / et bis CLASSE :

RESUME :

Ce travail 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 est considéré. 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 réalisés 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.

MOTS-CLES : Soudage, simulation numérique, acier inoxydable austénitique, 316L, TIG, apport de chaleur, propriétés mécaniques, propriétés thermiques

Laboratoire (s) de recherches : laboratoire URGC-Structures (INSA de Lyon)

Directeur de thèse: jean-François JULLIEN

Président de jury :

Composition du jury : K. DANG VAN, S. DENIS, J. M. BERGHEAU, A. COMBESURE, J. F. JULLIEN, F. SIDOROFF, V. CANO (invitée) G. MICHEL (invité), M. RAYNAUD (invité)

