

THÈSE

Présentée devant



Pour obtenir

LE GRADE DE DOCTEUR

École doctorale des sciences de l'ingénieur de Lyon :
Mécanique, Énergétique, Génie civil, Acoustique (MEGA)

Spécialité :

MECANIQUE – GENIE MECANIQUE – GENIE CIVIL

Par

Walid EL-AHMAR

(Ingénieur Génie Civil)

Robustesse de la Simulation Numérique du Soudage TIG de Structures 3D en Acier 316L

Thèse soutenue le 24 avril 2007 devant la commission d'examen

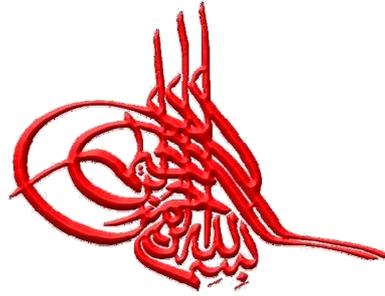
Jury :

BERGHEAU Jean-Michel	Professeur (ENISE)	<i>Rapporteur</i>
LIEURADE Henri-Paul	Docteur ès Science (CETIM)	<i>Rapporteur</i>
ASSERIN Olivier	Docteur (CEA)	<i>Examineur</i>
GILLES Philippe	Expert international (AREVA)	<i>Examineur</i>
JULLIEN Jean-François	Professeur (INSA-LYON)	<i>Directeur de thèse</i>
NAUDIN Claire	Docteur (EDF)	<i>Examineur</i>
NELIAS Daniel	Professeur (INSA-LYON)	<i>Examineur</i>
PILVIN Philippe	Professeur (Univ-UBS)	<i>Examineur</i>



LaMCoS, INSA-Lyon, CNRS UMR5259, F69621.
20, avenue Albert Einstein, 69621 Villeurbanne Cedex,
France





~ La joie de regarder et de comprendre est le plus beau cadeau de la nature ~
*~ La valeur d'un homme tient dans sa capacité à donner et non dans sa capacité
à recevoir ~*

A. Einstein

À Ma Mère : qui a gravé en moi son principe : « vivre c'est aimer »
À Mon Père : qui a gravé en moi son principe : « vivre c'est travailler »

À Mes Sœurs

À Mes Amis

À Mes Philosophes ...

Remerciements

- Merci à :* **La FRANCE**, qui via ses lois m'a permit d'évoluer dans mes études et qui m'a donner la chance de vivre dans un environnement cosmopolite si riche et si diversifié.
- Merci à :* **Jean-François JULLIEN (INSA)**, pour avoir assuré la direction de ma thèse.
- Merci à :* **Philippe GILLES (AREVA)**, pour son apport scientifique, son soutien industriel et son intérêt à l'égard de ce travail. En effet, la Robustesse de ses analyses m'a beaucoup aidé à développer mon sens physique et numérique du soudage. Qu'il trouve ici l'expression des mes respectueux remerciements.
- Merci à :* **Jean-Michel BERGEAU (ENISE)** et **Henri-Paul LIEURADE (CETIM)**, pour avoir accepté de rapporter mon mémoire de thèse.
- Merci à :* L'ensemble des membres du **Jury** pour l'intérêt qu'ils ont accordé à mon travail.
- Merci à :* **Lionel DEPRADEUX (Ec2ms)**, pour son amitié et son encadrement lors de mon master de recherche.
- Merci à :* **Danièle AYRAULT (CEA)**, qui m'a fait partager ses analyses des résultats expérimentaux de la « maquette 24-25 ».
- Merci à :* **Mike SMITH (British Energy (BE))**, qui m'a transmis les résultats expérimentaux du cas test « NeT-TG1 » et qui m'a fait partager ses analyses numériques.
- Merci à :* **Claire NAUDIN, Valerie CANO, & Saïd TAHERI (EDF)**, pour l'intérêt qu'ils ont témoigné à l'égard de ce travail, ainsi que pour leur aide à l'utilisation de **Code_Aster**.
- Merci à :* **Frédérique BOITOUT, Yannick VINCIENT & Emmanuel JAUSSEMERAND (ESI_GROUP)**, pour l'intérêt qu'ils ont témoigné à l'égard de ce travail, ainsi que pour leur aide à l'utilisation de **SYSWELD**.
- Merci à :* **François SIDOROFF (ECL), Patrick ROYIS (ENTPE), Pierre LABBÉ (EDF R&D), Bernard CAMBOU (ECL), Michel COUSIN (INSA), Jean-Marie REYNOUARD (INSA), Ali LIMAM (INSA) & Herve DIBENEDETTO (ENTPE)** : mes professeurs du master de recherche du laboratoire **URGC - Structures de l'INSA de Lyon**, qui m'ont offert une formation de très haute qualité qui m'a été l'outil de base pour aborder ce travail.
- Merci à :* **Hamed HAMDY (Hoorn) & Tarek MABROUKI (INSA)**, pour leur prise en charge.
- Merci à :* **Daniel MAISONNETTE, Tong WU & Pierre CHASSAGNE (INSA)** que j'ai côtoyé durant mon travail de thèse, ainsi qu'a tous **MES AMIS doctorants**.



-1-

Je remercie AREVA NP, EDF, EADS, ESI-GROUP et CEA, pour leur financement de ce travail de recherche.

-2-

Je remercie EDF et CEA pour leurs données expérimentales relatives au programme «IIW-RSDP Round Robin ».

-3-

Je remercie British Energy (BE) pour leurs données expérimentales relatives au cas test « NeT-TG1 ».



ABSTRACT

(If you are an Anglophone reader, please see §11)

The numerical welding simulation is considered to be one of those mechanical problems that have the great level of nonlinearity and which requires a good knowledge in various scientific fields. The “Robustness Analysis” is a suitable tool to control the quality and guarantee the reliability of numerical welding results.

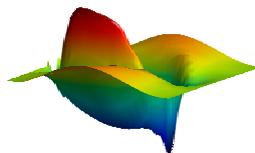
The robustness of a numerical simulation of welding is related to the sensitivity of the modelling assumptions on the input parameters. A simulation is known as robust if the result that it produces is not very sensitive to uncertainties of the input data.

The term “Robust” was coined in statistics by G.E.P. Box in 1953. Various definitions of greater or lesser mathematical rigor are possible for the term, but in general, referring to a statistical estimator, it means “insensitive to small deviation from the idealized assumptions for which the estimator is optimized.

In order to evaluate the robustness of numerical welding simulation, sensitivity analyses on thermomechanical models and parameters have been conducted. At the first step, we research a reference solution which gives the best agreement with the thermal and mechanical experimental results. The second step consists in determining through numerical simulations which parameters have the largest influence on residual stresses induced by the welding process.

The residual stresses were predicted using finite element method performed with Code_Aster of EDF and SYSWELD of ESI-GROUP.

An analysis of robustness can prove to be heavy and expensive making it an unjustifiable route. However, only with development such tool of analysis can predictive methods become a useful tool for industry.



Keywords

3D/2D Numerical Simulation of TIG Welding, Robustness, Sensitivity ,Heat source modelling, HAZ, 316L Austenitic Stainless Steel, Residual stress, Residual Strain, Hardening Model, Cyclic Loads, Welding viscosity, filler material.

RESUME

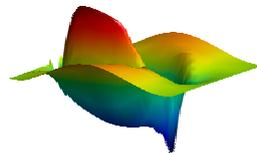
La simulation numérique du soudage est considérée comme l'un des problèmes actuels le plus non-linéaire de la mécanique, vu le grand nombre de paramètres qui entrent en jeu. L'analyse de la robustesse de la simulation numérique du soudage est un questionnement d'actualité dont l'attente est de préciser les procédures et de dégager les paramètres déterminants permettant de garantir la fiabilité des résultats numériques.

Afin de fournir des orientations et des appréciations sur le « poids » de chacun des paramètres et de leurs couplages, une étude de sensibilité – fiabilité est baptisée « étude de Robustesse » a été retenue. Un résultat numérique est qualifié de « Robuste » s'il n'est pas très sensible à la variation de certains paramètres d'entrées de la simulation numérique. Il s'agit alors de préciser les paramètres « sensibles » et de relever si ceux-ci peuvent être identifiés avec qualité. Cette définition permet aussi de noter les paramètres moins influents, ainsi que les simplifications possibles des modèles, en vue de suggérer de possibles « dégradations » de ceux-ci et de réduire le nombre de paramètres nécessaires et la dimension du problème.

Dans cette étude, nous quantifions l'effet des « incertitudes - sensibilités » liées aux différents paramètres thermophysiques, mécaniques. La sensibilité du type de modélisation, des lois de comportement adoptées et la modélisation de l'apport de chaleur, etc. ont également été étudiées. Ces analyses numériques s'appuient sur une expérimentation variée au moyen de plusieurs cas tests identifiés comme des références.

Trois cas tests sont retenus sur la base des critères suivants : pas de transformation de phases, même matériau (le 316L), structures simples de type plaque, soudage TIG, conditions aux limites mécaniques simples, ... Ces analyses sont développées avec une approche progressive en les classant selon une complexité croissante des cas tests et des analyses. Les analyses concernent successivement le cas test « INZAT3 » pour lequel une ligne de fusion sans métal d'apport est créée au centre d'une plaque non chanfreinée, le cas test du benchmark européen « NET-TG1 », consistant en une plaque sur laquelle est déposé un cordon de soudure et enfin le cas test « maquette 24-25 » du benchmark « Round Robin ». Ce dernier exemple consiste à remplir en deux passes un chanfrein pratiqué sur la ligne médiane d'une plaque en acier 316L.

Pour conduire une telle analyse de robustesse, la connaissance des paramètres est un élément clef. Ceux-ci ont été déduits de la littérature et de caractérisations spécifiques. Certaines de ces données constituent une base de données désignées « BIFE_{316L} », à usage réservé.



MOTS-CLES

Simulation numérique du soudage, Thermique, Mécanique, Contraintes résiduelles, Distorsions, Loi de comportement, Étude de sensibilité, Étude de Fiabilité, Robustesse, Caractérisation acier 316L, Bases de Données, Identification des modèles, Viscosité, Procédé TIG, Modélisation du flux thermique, Soudage multi passes, métal d'apport, Sensibilité au Maillage, benchmarks de référence.

Sommaire

Préambule :

1	Préambule.....	13
1.1	Histoire de la simulation numérique	13
1.2	Simulation numérique à hautes performances [CS].....	15
1.3	Étude des incertitudes.....	16

Introduction Générale :

2	Introduction générale	19
---	-----------------------------	----

Chapitre I : Bibliographie

3	Bibliographie.....	24
3.1	Programme INZAT	24
3.2	Les trois phases antérieures du programme INZAT (INZAT 1, 2, 3).....	24
3.2.1	Thèse de N. CAVALLO (1998) : Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage	25
3.2.2	Thèse de S. PETIT-GROSTABUSSIAT (2000) : Conséquences mécaniques des transformations structurales des alliages ferreux	25
3.2.3	Thèse de Y. VINCENT (2002) : Simulation numérique des conséquences métallurgiques et mécaniques induites par une opération de soudage.....	26
3.2.4	Thèse de L.DEPRADEUX (2004) : Simulation numérique du soudage en vue de la prédiction des distorsions et contraintes résiduelles	27
3.3	Essais analytiques du programme INZAT 1, 2, 3	28
3.3.1	Essais SATOH.....	28
3.3.2	Cas test « Disque INZAT »	29
3.3.3	Essais de Plaque : Cas test « INZAT 3 ».....	29
3.4	les acquis des phases antérieures du programme INZAT 1, 2, 3	30
3.5	Les outils d'analyse des phases antérieures du programme INZAT 1, 2, 3	31
3.6	Etat de l'art : SIMULATIONS 3D et Analyses de robustesse	32
3.7	Définition de la robustesse de la simulation numérique du soudage.....	35
3.8	Définition de la robustesse SNS.....	36
3.8.1	La méthode classique.....	36
3.8.2	La méthode de différenciation	37

3.8.3	La méthode statistique.....	37
3.8.4	La méthode de plan d'expérience.....	37

Chapitre II : Caractérisation de l'acier 316L et Identification des Paramètres des Modèles de Comportement

4	Analyse du matériau 316L SPH.....	39
4.1	L'acier 316L.....	39
4.2	Origine de l'acier sujet de la base de données « <i>BIFE_{316L}</i> ».....	40
4.3	Analyses de l'acier 316L à température ambiante.....	40
4.3.1	Campagne d'investigation métallurgique.....	42
4.3.2	Campagne d'investigation mécanique.....	46
4.3.3	Pourquoi le changement de comportement suite à un traitement thermique préalable ?.....	49
4.3.4	Comportement cyclique de l'acier 316L.....	50
4.3.5	Conclusions relatives au matériau à température ambiante.....	51
5	Caractérisation et identification des paramètres thermomécaniques de l'acier 316L.....	52
5.1	Dispositif expérimental.....	52
5.2	Géométrie et dimensions des éprouvettes.....	52
5.3	Chargement et régulation thermique.....	53
5.4	Chargement et régulation mécanique.....	54
5.5	Types d'essais réalisés et procédures.....	54
5.5.1	Essais de Dilatométrie libre.....	54
5.5.2	Essais de Traction.....	56
5.5.3	Essais de Relaxation.....	62
5.5.4	Essais de Fluage.....	64
5.6	Identification des caractéristiques viscoplastiques.....	67
5.6.1	Choix du modèle visqueux.....	67
5.6.2	Coefficients à identifier.....	69
5.6.3	Extrapolation dans le domaine des hautes températures.....	74
5.6.4	Effets d'un traitement thermique libre préalable.....	74
5.7	Base de données « <i>BIFE_{316L}</i> ».....	75

Chapitre III : Robustesse de la solution Thermique

6	Solution représentative Thermique.....	77
6.1	Procédé TIG (soudage à l'arc).....	78

6.2	Influence de la composition chimique sur le bain fondu.....	79
6.3	Effet de la convection Marangoni sur le bain fondu	80
6.4	Paramètres thermophysiques.....	82
6.5	Modélisation Numérique :.....	82
6.5.1	Modélisation de la vitesse de la source du soudage.....	84
6.5.2	Formulation thermique	85
6.5.3	Définition de la source de chaleur	87
6.5.4	Modélisation du flux de chaleur	88
6.5.5	Conditions aux Limites Thermiques.....	91
6.5.6	Coefficient de rendement de procédé	93

Chapitre IV : Robustesse de la solution Mécanique

7	Solution représentative mécanique	95
7.1	Hypothèses de calcul.....	95
7.2	Maquette NeT-TG1	95
7.3	Étude thermique (Maquette NeT-TG1).....	96
7.4	Problématique relative à la modélisation de la loi de comportement.....	97
7.5	Représentation des tenseurs mécaniques (Maquette NeT-TG1)	98
7.6	Analyse de l'effet des Lois de comportement (Maquette NeT-TG1).....	100
7.7	Variations des contraintes dans l'épaisseur (Maquette NeT-TG1)	101
7.8	Effet de maillage (Maquette NeT-TG1).....	104
7.9	Effet des conditions aux limites mécaniques.....	106
8	Étude de l'effet visqueux (Maquette 24-25)	107
8.1	Spécimens et configurations expérimentales	107
8.2	Procédé de soudage	108
8.3	Résultats expérimentaux [Ayrault 1].....	108
8.3.1	Effet du nombre de passes de remplissage	109
8.3.2	Effet de la vitesse de la torche	109
8.4	Simulations numériques 3D réalisées dans le cadre d'INZAT 4.....	110
8.4.1	Notations.....	110
8.4.2	Maillage.....	110
8.4.3	Mise en donnée « thermique ».....	112
8.4.4	Échanges thermiques avec l'extérieur	113

8.4.5	Définition de l'apport de chaleur	113
8.4.6	Gestion du métal d'apport	114
8.4.7	Détermination de l'intensité du flux	116
8.4.8	Bridage et conditions d'appuis	118
8.4.9	Lois de comportement	119
8.4.10	Résultats mécaniques.....	120
8.5	Viscosité (Maquette 24-25).....	129
8.6	Analyse de sensibilité (Maquette 24-25).....	130

Chapitre V : Robustesse des simulations Bidimensionnelles

9	Solution Représentative d'une Simulation Bidimensionnelle.....	137
9.1	2D contraintes planes (2DCP).....	137
9.2	2D déformations planes (2DDP).....	139
9.2.1	Hypothèses de calcul	139
9.2.2	Maillage.....	139
9.2.3	Mise en donnée « thermique ».....	140
9.2.4	Modélisation de l'apport de chaleur	140
9.2.5	Mise en donnée mécanique.....	142
9.2.6	Résultats mécaniques.....	142
9.3	Analyses comparatives.....	145

Conclusion Générale :

10	Conclusion Générale.....	148
10.1	Problématique de l'analyse de robustesse SNS	148
10.2	Caractérisation de l'acier 316L : Base de données « <i>BIFE_{316L}</i> ».....	148
10.3	Solution Représentative	149
10.3.1	Représentativité de la solution thermique.....	149
10.3.2	Représentativité de la solution mécanique	150
10.3.3	Représentativité des simulations bidimensionnelles.....	150
10.4	Analyses de sensibilité et Standardisation	151
10.4.1	Analyse de sensibilité de la solution thermique et recommandations	151
10.4.2	Analyses de sensibilité de la solution mécanique et recommandations.....	151
10.5	Perspectives.....	153

PhD Thesis :

11	PhD thesis	155
----	------------------	-----

Rapport du Jury :

12	Rapport du Jury	183
----	-----------------------	-----

Références :

13	Références	184
----	------------------	-----

Annexes :

14	Annexes	194
14.1	Thermomécanique : Approche phénoménologique	194
14.1.1	Lois thermodynamiques	194
14.1.2	Modèles élastoplastiques	199
14.1.3	Modèles élastoviscoplastiques	202
14.2	Maquette INZAT3	213
14.2.1	Introduction	213
14.2.2	Matériau d'étude	213
14.2.3	Géométrie des spécimens testés	213
14.2.4	Bridage mécanique	214
14.2.5	Chargement thermique	215
14.2.6	Instrumentation	215
14.3	Maquette NeT-TG1	219
14.3.1	Introduction	219
14.3.2	Bead-on-plate specimens overall geometry	219
14.3.3	Welding parameters	219
14.3.4	Measurements during welding	221
14.3.5	Material properties	222
14.3.6	Reporting of results	225
14.4	Maquette 24-25	228
14.4.1	Positionnement de l'éprouvette sur les plots d'appui	228
14.4.2	Description de l'instrumentation	228
14.4.3	Métallographies	230
14.4.4	Chart Round Robin	232
15	Figures	237
16	Tableaux	241

« Il est prévu que les outils numériques seront pour le travail intellectuel ce qu'a été le moteur pour le travail manuel »

Préambule

« La simulation numérique à Haute performance est un outil stratégique pour la compétitivité des États et des Entreprises »

1 PREAMBULE

1.1 HISTOIRE DE LA SIMULATION NUMERIQUE

Le besoin d'un outil permettant la simplification des calculs est un point qui préoccupe l'homme depuis qu'il sait dénombrer. Et il a fallu attendre jusqu'au mûrissement de deux enseignes de la science : les mathématiques et l'électronique.

On peut dire que l'outil que l'homme a cherché depuis fort longtemps pour dépasser ses limites biologiques (lenteur et erreurs de calcul), trouve son origine dans le mariage « magique » entre les mathématiques et l'électronique qui a donné naissance à l'outil numérique. Bien évidemment, cet outil est le résultat d'une longue évolution où se combinent les progrès scientifiques et techniques.

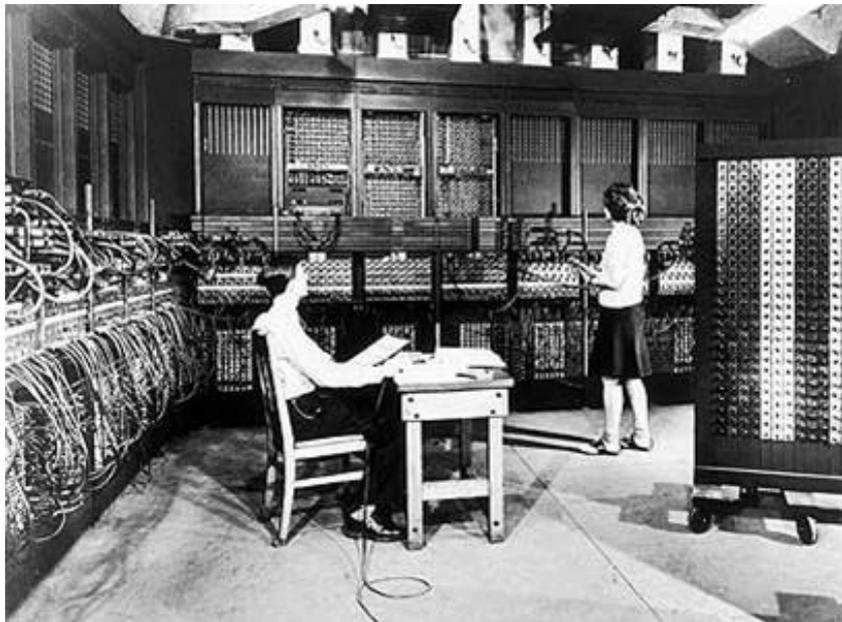


Figure 1-1 : ENIAC par Eckert et Mauchly 1943

En 1943, le premier ordinateur ne comportant pas de pièces mécaniques est créé grâce à J.Mauchly et J.Presper Eckert : l'ENIAC (Electronic Numerical Integrator And Computer, Figure 1-1). Il pèse 30 tonnes et il est composé de 18000 lampes à vide, et occupe une place de 1500 m². Il fut utilisé pour des calculs ayant servi à mettre au point la bombe H.

Ces types de calculateurs numériques ont permis à l'homme de modéliser et de comprendre des phénomènes complexes, qu'ils soient physiques, chimiques ou autre. Ce nouveau champ d'application est nommé la modélisation numérique ou la simulation numérique.

La recherche d'une définition de la simulation numérique est un exercice plutôt futile, on a préféré une explication plus proche du vécu du travail de l'ingénieur. Il s'agit d'imaginer, de formuler des solutions pour remplir des fonctions bien définies à l'intérieur d'un ensemble de contraintes.

Généralement, l'atteinte d'une solution numérique n'est pas directe sauf pour des problèmes extrêmement simples. Le processus est plutôt itératif. De façon simpliste, on distingue d'abord le choix d'un modèle représentant le phénomène physique du problème. Ensuite, une première modélisation est élaborée pour vérifier si les contraintes sont satisfaites. Sinon, on modifie les paramètres de la modélisation et on répète jusqu'à ce que l'image numérique vérifie la réalité.

On identifie plusieurs étapes dans cette démarche :

1. Création d'un modèle du problème physique
2. Analyses, essais et simulations
3. Construction de prototypes
4. Ajustement et Calage
5. Décision et production

À quelques variantes près dans l'enchaînement de ces étapes, la méthodologie est la même pour tout type de problèmes, qu'il soit un barrage, un avion, un réacteur nucléaire, etc.

Désormais l'Homme a réalisé son rêve de dépasser de loin ses limites biologiques de calcul et de maîtrise d'erreurs en développant des nombreux outils numériques pour différents domaines.

Mais aujourd'hui l'homme a besoin de remplacer la « réalité physique » qui se manifeste par des expériences sur le terrain par une « réalité virtuelle » qui se manifeste par la reproduction virtuelle de cette image dans des calculateurs puissants, via la modélisation des différentes lois physiques qui produisent cette image. Ce besoin est créé pour satisfaire :

- **L'augmentation du rendement** : cette procédure permettra de réduire considérablement le temps et le risque des « vraie » expériences et de minimiser les coûts de construction, de fabrication et de maintenance. Ceci permet à l'entreprise d'être compétitive.
- **La maximisation des performances** : lors de la conception, de la réalisation et de l'exploitation des produits créés, au moyen d'études de sensibilité des paramètres prépondérants.
- **L'écologie** : En 1996, Jacques Chirac annonce que la France signera le traité d'interdiction des essais nucléaires Option Zéro (CTBT) et n'effectuera plus aucun essai d'arme nucléaire. Ainsi la France ne pouvait plus, dans le cas des essais nucléaires, conforter les résultats de la simulation aux résultats expérimentaux. Désormais, tous les nouveaux développements se feront uniquement à l'aide des simulations virtuelles. C'est le CEA / DAM (Commissariat à l'Énergie Atomique / Direction des Applications Militaires) qui est chargé de relever ce défi.

Ainsi la simulation numérique représente aujourd'hui un enjeu stratégique important au niveau économique et au niveau écologique, dans un contexte mondial de plus en plus concurrentiel. Ceci a amené à mettre en œuvre des modèles de plus en plus complets, complexes et fortement non linéaire, vu le grand nombre de paramètres à intégrer. Cette nouvelle stratégie de création et d'innovations numériques a donné naissance à la simulation à hautes performances.

1.2 SIMULATION NUMERIQUE A HAUTES PERFORMANCES [CS]

La simulation numérique à hautes performances est née de l'ambition de simuler des problèmes de plus en plus complexes, tel que la modélisation météorologique. Plus le problème est complexe et plus en général le modèle de discrétisation nécessaire devra être fin pour capter correctement les phénomènes physiques. Par exemple, plus la fréquence des phénomènes à capter est haute (acoustique, turbulence, ...) et plus la taille des mailles devra être petite pour capter correctement ces fréquences.

Autre exemple, pour simuler la propagation d'un faisceau laser dans un plasma (reproduction des conditions physiques rencontrées lors du fonctionnement des armes nucléaires), le domaine de calcul (interaction d'un faisceau laser avec un plasma long de 0,56 millimètre et large de 0,24 millimètre) a été découpé en un demi milliard de mailles.

La simulation à hautes performances a largement été initiée suite à la pression publique écologique qui exige l'arrêt de tous les facteurs humains dangereux sur l'équilibre de notre système de vie terrestre tel que les essais nucléaires. Suite à cette pression du pouvoir public, les Etats-Unis(1995) et la France(1996) ont signé le traité d'interdiction des essais nucléaires. Ainsi la demande militaire a fait face à cette interdiction par la création des programmes de recherches qui visent la production des outils numériques performants permettant de réaliser des essais nucléaires virtuelles. Par exemple le programme américain ASCI (Accelerated Strategic Computing Initiative) initié par le DOE (Department of Energy) et le programme français piloté par la Direction des Applications Militaires du CEA (Commissariat à l'Énergie Atomique).

Les évolutions de la simulation hautes performances dépendent fortement des innovations du matériel informatique, qui conformément à la loi de Moore, voit la puissance des ordinateurs doubler tous les 18 mois. Ces innovations sont à l'origine du « calcul parallèle » qui a permis par la mise en place de plateformes parallèles ou machines multiprocesseurs (processeurs interconnectés). Celui-ci s'avère décisif pour la résolution de problèmes particulièrement complexes qui requièrent une puissance de calcul considérable. On voit naître dans les années 1990 des systèmes à mémoire partagée et à mémoire distribuée.

Des innovations dans les logiciels, au niveau algorithmique, sont également indispensables : si on veut tirer tout le parti de la puissance d'une machine parallèle, il faut que les logiciels soient eux-mêmes parallélisés, c'est-à-dire optimisés pour calculer sur des machines parallèles. En d'autres termes, il faut organiser les logiciels et les solveurs associés (algorithmes de résolution) de façon à ce que des

résolutions partielles (sur un morceau de la structure complète par exemple) puissent calculer sur une ou deux parties des processeurs de la machine, tout en respectant les conditions d'interfaces entre les différents domaines résolus sur les différents processeurs.

Dans l'exemple de l'interaction faisceau laser-plasma, les mailles sont des « morceaux » de la simulation. L'espace dans lequel se déroule le phénomène simulé est divisé en cubes élémentaires, les mailles. Chaque processeur du supercalculateur sur lequel est effectué le calcul n'a alors à s'occuper que d'un paquet de mailles et non plus la totalité du volume. Pour un tel calcul, 900 des 2650 processeurs de la machine Tera 10 (Cf. Figure 1-2) du CEA ont été utilisés, chacun prenant en charge environ 600 000 mailles.

L'interaction du faisceau laser avec le plasma a pu être reproduite pendant 0,06 milliardième de seconde ! Le traitement de ce minuscule volume a nécessité un peu plus de 10 heures de calcul.

1.3 ÉTUDE DES INCERTITUDES

Le passage du modèle physique à son expression numérique est synonyme de passage d'un espace de dimension infinie à un espace de dimension finie. Et cette réduction dimensionnelle est la principale source d'incertitude qui pèse sur l'image virtuelle. Les équations du modèle physique étant posées, on peut quantifier l'écart entre la solution du modèle physique et celle de son expression numérique (en fonction de la méthode d'interpolation retenue). Cependant, dans un contexte d'ingénierie, le problème mathématique ne peut pas toujours être bien posé et pour cette raison, les conditions d'existence et d'unicité de la solution du problème ne peuvent être assurées.

Les incertitudes auxquelles confrontées dans les domaines de la simulation des processus physiques peuvent généralement être regroupées en trois familles liées à :

- La physique observée.
- Au passage de la physique réelle au modèle physique.
- Au passage du modèle physique à son expression numérique.

Reprenons l'exemple des essais nucléaires virtuels. Pour une telle technologie où le facteur sûreté est un facteur capital, le résultat numérique en lui seul n'est plus satisfaisant mais plutôt le résultat numérique associé à son niveau de confiance.

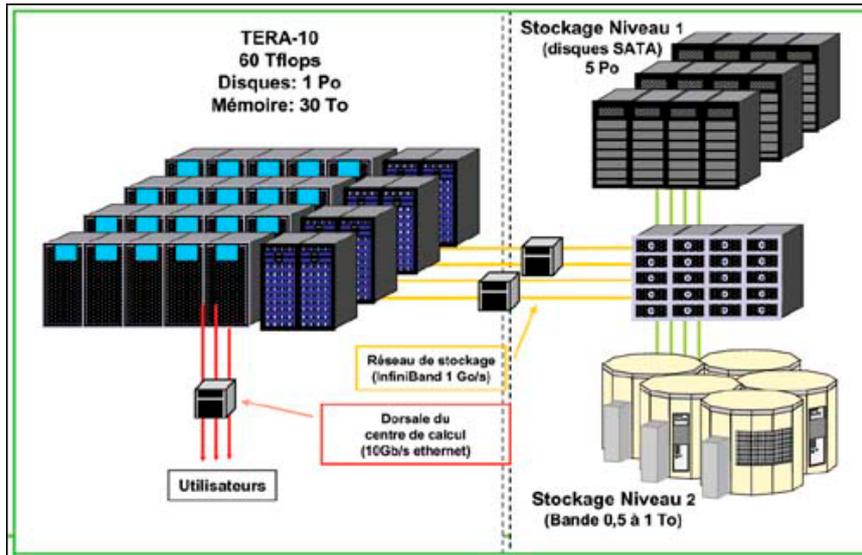


Figure 1-2 : Tera-10 et son environnement (50 000 milliards d'opérations par seconde).

Fort de son expérience et de ses connaissances de la réalité physique des phénomènes nucléaires, le CEA est passé à l'ère de la physique nucléaire virtuelle, en réalisant des essais nucléaires virtuels via des nouveaux calculateurs très puissants tel le Tera-10 (Cf. Figure 1-2). Dans ce cadre inédit, le CEA doit garantir l'efficacité et la sûreté de ses produits sans aucun essai réel. Chose qui a fait naître des outils numériques de plus en plus sophistiqués et de plus en plus complets et qui intègrent des nouveaux outils d'analyses de sensibilité et d'incertitude. Ces outils sont pratiqués sur les différents champs d'action jusqu'au résultat numérique final, afin de donner des assurances sur la fiabilité de l'image virtuelle.

Différents outils et méthodes sont utilisés pour prendre en compte ces incertitudes (plan d'expériences, méthodes statistiques, intervalles de tolérance et méthodes de dérivation). L'exemple le plus simple pour illustrer les incertitudes liées au passage de la physique au modèle numérique est celui des modèles de comportement des matériaux. S'il existe de nombreux modèles analytiques capables de définir le comportement (contrainte-déformation) d'une éprouvette d'acier en traction uniaxiale simple, le nombre se réduit considérablement lorsque l'on considère une tôle d'acier qui va être sollicitée en traction puis en compression puis en cisaillement. Lors des processus d'assemblage par soudage, les sollicitations subies par les tôles sont multi axiales ...

Concernant la résolution du modèle numérique, les contraintes du contexte industriel conduisent à faire des choix qui génèrent un certain niveau d'incertitude sur la résolution du problème numérique lui-même (exemple : les calculs bidimensionnels sont très demandés).

En conclusion, la prise en compte dans un mode de conception de l'ensemble des incertitudes est très important afin de quantifier l'effet de ces incertitudes sur la qualité et la prédiction des outils numériques et donc pouvoir évaluer l'écart de l'image « virtuelle » par rapport à la réalité.

Introduction Générale

2 INTRODUCTION GENERALE

L'innovation technologique et les nécessités de compétitivité pour la distribution d'équipements conduisent à faire appel de plus en plus à la simulation numérique de procédés de fabrication. Elle permet de concevoir le procédé et les outillages avec l'objectif d'obtenir des pièces satisfaisantes sans essais préalables, tout en optimisant le temps de cycle, la durée de vie des outillages et la qualité finale. Parmi les procédés de fabrication pour lequel un investissement est réalisé, le soudage est un procédé qui a fait l'objet de recherches et développement en simulation numérique. La plupart des procédés de soudage conduisent à la fusion locale du matériau et la modélisation de ces phénomènes couplés thermo – métal – mécanique (TMM) est très complexe. Le soudage perturbe profondément la microstructure des matériaux et induit des effets mécaniques indésirables (contraintes résiduelles, déformations, distorsions). Ces difficultés opérationnelles sont levées par l'homme de l'art qui applique des règles « métier ». Dans certaines situations (applications de pointe, diversité des offres suite à la pression du marché) la démarche pragmatique essais / erreurs est d'une réactivité et d'un coût incompatible, et se révèle insuffisante.

Les développements de la simulation numérique du soudage ont été conduits plus particulièrement pour le secteur nucléaire et plus récemment pour les secteurs aéronautiques, automobiles et marins. Ces efforts sont engagés pour tenter de répondre à la question : pourra t-on un jour optimiser les paramètres opératoires de l'opération de soudage ? Les impacts technologiques attendus sont des améliorations de qualité et de compétitivité sur les points suivants : conception de produits, efficacité des procédés, prévision de la durée de vie des assemblages, contrôles à effectuer, capacité à prédire la dispersion de fabrication,

La prévision numérique de la formation de défauts, de soudabilité métallurgique et des modes opératoires de soudage n'est pas encore opérationnelle actuellement. Mais le respect des spécifications de conceptions telles que les tolérances dimensionnelles, la tenue mécanique et l'intégrité des structures en service, fait partie des objectifs envisageables et ces spécifications pourront être fiabilisées dans les prochaines années. L'estimation des contraintes résiduelles et leurs prises en compte dans le dimensionnement avec une analyse du risque sont maintenant mises en œuvre dans les secteurs industriels pratiquant ces simulations.

Avant d'utiliser et de répandre la simulation numérique du soudage dans l'industrie, plusieurs étapes de fiabilité devront être atteintes. Le milieu industriel pourra soit faire appel à des compétences pointues pour utiliser des outils de modélisation et de simulations complexes soit s'appuyer sur des outils de simulation « métier » (en cours de développement), pour des applications courantes. Les simulations numériques font appel à des lois de comportement de matériaux permettant de prendre en considération l'histoire du procédé. La disponibilité de bases de données (privé, public, ...) regroupant les paramètres des lois de comportement, nécessaires aux simulations sont des aspects critiques. La

demande devrait s'affirmer à court terme, ainsi qu'une analyse de la dépendance des paramètres avec de petites évolutions de composition chimique du matériau, ainsi qu'un affichage des incertitudes sur les valeurs de ces paramètres. Les performances des logiciels, les compétences et les savoirs faire des utilisateurs et la qualité des paramètres des lois de comportement retenus sont un ensemble qui doit être validé avec des expérimentations pour lesquelles les données de sollicitations, du matériau et des conditions aux limites peuvent être correctement identifiés. La préférence doit aller sur des expérimentations de type « test analytique » simple. Cette démarche entre dans le cadre de qualification de la fiabilité de la simulation numérique du procédé de soudage afin d'estimer le niveau de confiance. Cette démarche, qui combine à la fois des études de sensibilités et de fiabilités, est désignée « **Robustesse de la Simulation Numérique du Soudage** ».

Pour aborder la modélisation de tels problèmes avec des codes de calcul industriels, il est 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.

Pour les industriels, où le facteur sûreté est un facteur primordial et où les outils numériques sont désormais incontournables pour le dimensionnement de leurs structures, devenues de plus en plus variées et complexes, un besoin de fiabilité et d'estimation du niveau de confiance est de plus en plus présent dans leurs esprits vis-à-vis des résultats numériques donnés par les codes de calculs. Une réponse est donc attendue à la question suivante : **quelle confiance peut-on accorder à un résultat numérique d'une modélisation d'un problème du soudage ?**

Pour tenter de répondre à cette question, une action de recherche a été lancée en 2004 à l'INSA-LYON sous le nom « Robustesse de la simulation numérique de soudage ». Ce thème de recherche entre dans le cadre du programme « INZAT 4 ».

Quelle est la définition de la robustesse ? La robustesse d'un résultat numérique, telle que nous la concevons, est la capacité de ce résultat à résister à la variation des paramètres qui participent à sa création. Pour évaluer la résistance et l'effet de chaque paramètre, sur un résultat numérique, nous avons élaboré une procédure d'évaluation qui est fondée sur les quatre étapes permettant de mesurer la robustesse d'un résultat numérique : représentativité, sensibilité, fiabilité, standardisation/dégradation sont abordées successivement.

L'« Analyse de Robustesse » est un questionnement d'actualité dont l'attente est de préciser des procédures de simulation numérique du soudage permettant de garantir la fiabilité (capacité de reproduire la réalité) du résultat numérique. Il faut bien reconnaître qu'une analyse de robustesse peut s'avérer lourde et coûteuse. C'est pourquoi on y renonce souvent. Pourtant, ce n'est qu'au prix de ce

genre d'analyse qu'il est possible d'aider à construire, transformer ou justifier des préférences et d'entamer une discussion critique pour asseoir une recommandation (Roy, Bouyssou, 1993).

L'action « Robustesse de la SNS 316L » est limitée dans ce programme à l'estimation du niveau de confiance qu'on peut accorder à la prédiction des contraintes résiduelles et des distorsions sur des cas tests de référence. Les cas tests d'analyse retenus sont issus du secteur nucléaire.

Pour faciliter l'analyse et tenter de découpler les effets, l'ordre des analyses s'appuie sur des tests 3D « analytiques » à complexité croissante. Les critères ci-après ont permis de sélectionner les cas tests.

- L'acier 316L est totalement austénitique de la température ambiante jusqu'à la température de fusion. Ce choix permet de limiter le niveau de complexité d'interactions au seul couplage thermo-mécanique, compte tenu de la non dépendance de la métallurgie.
- Le procédé de soudage TIG est largement employé dans le secteur nucléaire, et le régime thermique est de type conduction. Ce procédé sera utilisé dans les tests d'analyse et il offre une certaine stabilité.
- Afin de ne pas superposer l'analyse des effets des conditions de bridage mécanique et des effets de résistance thermique de contact difficilement identifiables, les conditions aux limites seront de type auto-bridage par la pièce, en appuis simple sur des supports. Les échanges thermiques de la pièce avec le milieu extérieur seront alors de type métal-air convectif.

Trois cas tests ont été retenus pour conduire cette analyse de robustesse, afin d'éviter une éventuelle dépendance d'un cas particulier. L'ordre des analyses est conduit en considérant la complexité croissante des phénomènes ou l'association des phénomènes :

- Cas test INZAT3 : L'intérêt de cet essai est sa simplicité : conditions aux limites, géométrie. Une ligne de fusion est créée sur l'axe médian d'une plaque en acier 316L, non chanfreinée, au moyen du procédé TIG, sans métal d'apport. Le bain de fusion est non traversant. La torche de soudage se déplace de façon linéaire, à vitesse constante dans des conditions similaires à une opération de soudage.

Les objectifs du cas test INZAT3 sont :

- Essai avec une source thermique mobile dans des conditions proches d'une opération à caractère industriel.
- Permettre une modélisation simple des conditions aux limites et de la géométrie.
- Qualifier la base de données du matériau.

- Validation de la simulation numérique du soudage.
1. Cas test NeT-TG1 [Smith] : Le Réseau Européen « NeT », a été lancé en mai 2002 pour soutenir le progrès et la qualité de la sûreté des systèmes européens de production énergétique par la normalisation et l'harmonisation des méthodes de mesures par diffractions neutroniques (NDT) dans l'EU élargie.

Les objectifs de NeT sont :

- Contribuer à l'intégrité des structures de composants de production européenne d'énergie nucléaire.
- Perfectionner la technique de mesure des contraintes résiduelles par diffraction neutronique (NDT).
- Développer la normalisation et l'harmonisation dans l'EU élargie de la NDT sur des applications permettant la qualification de l'intégrité structurale.
- Proposer des procédures harmonisées, admises par les industriels, pour garantir la fiabilité et la robustesse de la prédiction des contraintes résiduelles, de la microstructure et des distorsions.

Cet essai présente l'avantage de l'accès à de nombreuses mesures de contraintes résiduelles et à des résultats de modélisations numériques effectuées dans différents sites de l'Europe.

2. Cas test « Maquette 24-25 »: La phase II du programme Round Robin 'Numerical Welding Simulation' consiste à réaliser des cas tests de soudage de remplissage d'un chanfrein en plusieurs passes, dans une plaque en acier 316L au moyen du procédé TIG avec métal d'apport de nuance 316L. Ce programme d'essais a été conduit dans le cadre de l'action bi-partite CEA (labo UTA, réalisation de la maquette) et EDF (R&D de Clamart, ainsi que les Renardières : mesures de contraintes résiduelles). Le spécimen référencé « R2Soud2p* » avec 2 passes de soudage a été choisi pour être analysé dans cette étude de « Robustesse ». Sur ce spécimen, des mesures de déplacements et de températures ont été réalisées. Les mesures de contraintes résiduelles sont effectuées sur un spécimen semblable.

Ce programme d'essais Round Robin avait initialement d'autres buts :

- Étude de l'impact des paramètres opératoires sur les contraintes résiduelles générées,
- Constitution d'une base de données expérimentales à des fins de simulation numérique.

Cet essai présente l'avantage d'être le plus proche de la réalité du soudage en considérant l'effet de la vitesse de chargement.

« Rien ne vient de rien »

Chapitre I : Bibliographie

3 BIBLIOGRAPHIE

Pour quantifier la sensibilité des résultats numériques et connaître l'influence des diverses variables d'entrée, il est nécessaire d'explorer l'espace des différents paramètres (de l'ordre d'une dizaine à quelques centaines).

Une exploration exhaustive de l'espace d'entrée est très difficile, compte tenu du volume de paramètres. Ainsi, pour atteindre l'objectif d'une étude de robustesse au sein du programme de recherche INZAT 4 dédié à la modélisation de structures soudées, la stratégie a été de conduire une exploration partielle sur des phénomènes et des paramètres à priori sensibles, suite aux précédentes actions du programme INZAT et à des études de faisabilité.

3.1 PROGRAMME INZAT

INZAT est un programme de recherche qui a été engagé en 1994 (URGC-Structures) en Rhône-Alpes avec l'implication de plusieurs laboratoires, programme piloté par le LaMCoS de l'INSA-Lyon (à partir de 2004). Ce programme vise la prédiction des contraintes résiduelles et des distorsions de structures soudées. Actuellement ce programme est dans sa quatrième phase (INZAT4).

Le programme INZAT a été supporté, selon la phase, par un ensemble des partenaires industriels et de collectivités (AREVA, EDF/SEPTEN, EDF/R&D, DSIN/BCCN, CEA Saclay, EADS, la Région Rhône-Alpes).

La démarche scientifique du programme INZAT est construite sur une progression scientifique pas à pas, appuyé sur des cas tests « académiques », des analyses de comportement de matériaux et d'identification des paramètres, de modélisation de phénomènes couplés, ...

Les premiers travaux effectués ont concerné principalement les phénomènes thermo métallurgiques et thermomécaniques que l'on rencontre dans la ZAT. Ces travaux ont été réalisés sur un acier ferritique faiblement allié en carbone de manganèse de type 16MND5. Cet acier est utilisé pour la confection des cuves des réacteurs à eau pressurisée des centrales nucléaires françaises. L'action de recherche a débuté autour de la thèse de Doctorat de Nathalie Cavallo soutenue en 1998, puis a été poursuivie par les thèses de Sophie Petit-Grostabussiat et de Yannick Vincent soutenues respectivement en 2000 et 2002. La prise en compte d'un autre matériau, l'acier austénitique 316L a fait l'objet de la thèse de Lionel Depradeux soutenue en 2004 et dans laquelle il a été fait des validations numériques sur des cas tests analytiques à complexité croissante.

3.2 LES TROIS PHASES ANTERIEURES DU PROGRAMME INZAT (INZAT 1, 2, 3)

Ci après une synthèse succincte des données et des acquis des 4 thèses ainsi que les cas tests académiques utilisés dans le cadre des trois phases antérieures du programme INZAT.

3.2.1 Thèse de N. CAVALLO (1998) : Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage

L'objectif de la thèse de Nathalie Cavallo [Cavallo] a été principalement d'apporter des moyens originaux expérimentaux permettant de contribuer à la réalisation de deux objectifs :

- Concevoir et réaliser un outil expérimental permettant la caractérisation à très hautes températures.
- Caractérisation de l'acier 16MND5 en vue de la constitution d'une base de données ainsi que permettre la comparaison entre résultats numériques et résultats expérimentaux sur un cas test de référence (Disque INZAT).

Le premier objectif a été réalisé avec la création d'un dilatomètre sous contraintes. Cet équipement est utilisé pour la détermination de paramètres thermo-physiques et thermo - mécanique, les cinétiques de transformation (pour deux transformations uniques au refroidissement), la plasticité de transformation (pour les transformations uniques). Ces phénomènes sont définis par des jeux de paramètres, qui sont identifiés entre la température ambiante et une température juste inférieure à la température de fusion, et ceci pour différentes histoires thermiques et de contraintes ou de déformations appliquées. Les cycles thermiques appliqués avec cet équipement reproduisent les vitesses de chauffage et de refroidissement observées au cours du procédé de soudage.

Cette action 1 du programme INZAT a permis les premières simulations au moyen des logiciels SYSWELD® (E.S.I) et Code_Aster du cas test « Disque INZAT » ; disque chauffé axisymétriquement en son milieu de manière à obtenir une ZAT.

3.2.2 Thèse de S. PETIT-GROSTABUSSIAT (2000) : Conséquences mécaniques des transformations structurales des alliages ferreux

L'objectif de la thèse de Sophie Petit-Grostabussiat [Petit] est en continuité de celle de Nathalie Cavallo. L'usage du dilatomètre sous contraintes lui a permis de poursuivre la connaissance de lois de comportement de ce matériau et de couplage de plasticité.

- A l'échelle du matériau, des analyses ont été faites pour évaluer les conséquences mécaniques des transformations structurales au refroidissement : plasticité de transformation, plasticité classique multiphasée et restauration d'écrouissage en cours de transformation. Une étude de l'interaction plasticité classique - plasticité de transformation a été également réalisée. Il a été montré que, pour une même charge appliquée, la plasticité de transformation est plus importante dans une transformation bainito-martensitique par rapport à une transformation unique. Il a été également montré que, dans le cas où la phase austénitique subit un

écrouissage avant sa transformation bainitique, il semblerait qu'une partie très importante de cet écrouissage soit transmise à la bainite en cours de transformation. De plus, les résultats montrent l'importance de l'interaction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation. Ainsi, il est clairement mis en évidence que la plasticité de transformation peut intervenir sans charge extérieure appliquée si la phase austénitique est pré-écrouie avant sa transformation. Le sens de l'écoulement n'est pas toujours celui auquel on pourrait s'attendre en considérant les modèles classiques. Ce phénomène est plus significatif dans le cas de la transformation martensitique. En plasticité multiphasée, une fonction empirique est proposée en vue de l'évaluation de la contrainte dans un mélange en cours de transformation.

- A l'échelle de la structure (disque INZAT), des simulations numériques ont été conduites à l'aide du Code_Aster d'EDF (Électricité De France), en tenant compte des interactions thermique-mécanique-métallurgie. Les résultats de calcul ont été comparés aux mesures expérimentales (températures, déplacements, contraintes résiduelles, ...). Nous retiendrons essentiellement l'importance de la prise en compte de la plasticité de transformation pour l'évaluation des contraintes résiduelles.

3.2.3 Thèse de Y. VINCENT (2002) : Simulation numérique des conséquences métallurgiques et mécaniques induites par une opération de soudage

L'objectif de la thèse de Yannick Vincent [Vincent], est en prolongement des deux thèses précédentes. Ce travail concerne la modélisation des phénomènes thermique, métallurgique et mécanique que l'on rencontre dans la zone affectée thermiquement. Il porte plus particulièrement sur l'analyse, le développement et la validation de modèles de comportement mécanique qui prennent en compte les changements de phase à l'état solide. Les études sont pratiquées sur l'acier 16MND5 qui est faiblement allié en carbone manganèse. Ces travaux constituent une étape, dont la finalité est la prévision des contraintes résiduelles induites par une opération de soudage.

Les analyses expérimentales sont conduites sur des exemples analytiques de difficultés croissantes allant d'un comportement majoritairement uni-axial jusqu'à un comportement cyclique tri-dimensionnel. Des simulations numériques conformes aux essais réalisés sont pratiquées avec le logiciel SYSWELD® (E.S.I). Les analyses comparatives apportent alors un jugement global, sur l'aptitude du code de calcul utilisé à décrire le comportement structural dans les cas particuliers considérés. Cette étude permet de tester les modèles couplés thermo-métallurgiques et thermo-mécaniques (TMM), d'apprécier les effets d'hypothèses d'identification des lois de comportement, de

déterminer l'influence des différents phénomènes à prendre en compte tels que : la plasticité de transformation, la plasticité classique polyphasée, la restauration d'écroutissage...

Un des points importants issus des précédentes analyses montre que les phénomènes liés à la viscosité ne peuvent être négligés à haute température. Cette phase 2 du programme INZAT a permis l'établissement d'une loi de comportement élasto-viscoplastique tenant compte des transformations structurales à l'état solide, en s'appuyant sur les développements déjà réalisés en plasticité par J.B. Leblond. Cette modélisation envisage un passage du mésoscopique au macroscopique, en déterminant le comportement macroscopique à partir d'une description des mécanismes élémentaires de déformation et de leur intégration dans un traitement de changement d'échelle. Une première validation est conduite sur la base d'essais unidimensionnels de type « SATOH ».

Sur le même sujet, d'autres travaux très proches ont été effectués par M. Coret [Coret]. Il a étudié dans sa thèse le comportement multiphasé de l'acier de cuve 16MND5, dont 2 points sont décrits ci-après :

- Une première partie très expérimentale porte sur l'étude de la plasticité de transformation induite par des chargements biaxiaux de traction-torsion. On y montre que le modèle de Leblond s'applique également dans ce cas là, même si les chargements multiaxiaux les plus complexes semblent plus difficiles à simuler.
- Dans la seconde partie, une méthode d'homogénéisation très simple basée sur une hypothèse de déformation homogène est proposée. Celle-ci, quoique rustique, a le mérite d'être automatique et permet entre autres d'utiliser des lois de comportements différentes pour chacune des phases.

3.2.4 Thèse de L.DEPRADEUX (2004) : Simulation numérique du soudage en vue de la prédiction des distorsions et contraintes résiduelles

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 prises 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, a permis 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. À la fin de son travail de thèse, il a modélisé un test plus représentatif d'une véritable opération de soudage, faisant intervenir une source de chaleur mobile, intégrant ainsi les effets tridimensionnels. Des simulations numériques, conformes aux essais réalisés, sont conduites en parallèle avec le logiciel d'éléments finis Code_Aster (EDF). L'analyse comparative entre résultats expérimentaux et numériques pour chaque type de test a permis de juger de l'aptitude des modèles utilisés à prédire les distorsions et les contraintes résiduelles.

3.3 ESSAIS ANALYTIQUES DU PROGRAMME INZAT 1, 2, 3

3.3.1 Essais SATOH

Ce sont des essais uniaxiaux (Homogènes dans un volume élémentaire représentatif (VER), dont la longueur est définie par la base de mesure de l'extensomètre ; l'épaisseur du tube constituant le spécimen est suffisamment mince pour garantir l'uniformité des champs thermique et mécanique). Un déplacement nul est imposé entre les extrémités du VER (Cf. Figure 3-1). Le spécimen est chauffé par effet Joule jusqu'à atteindre de la consigne thermique et le refroidissement s'effectue par convection et rayonnement à différentes vitesses, selon le programme établi.

Des essais SATOH ont été réalisés sur des spécimens en acier 16MND5 et en acier 316L. Les comparaisons calcul/expérience ont été effectuées avec le logiciel SYSWELD (Y. Vincent) et avec le Code_Aster (L. Depradeux)

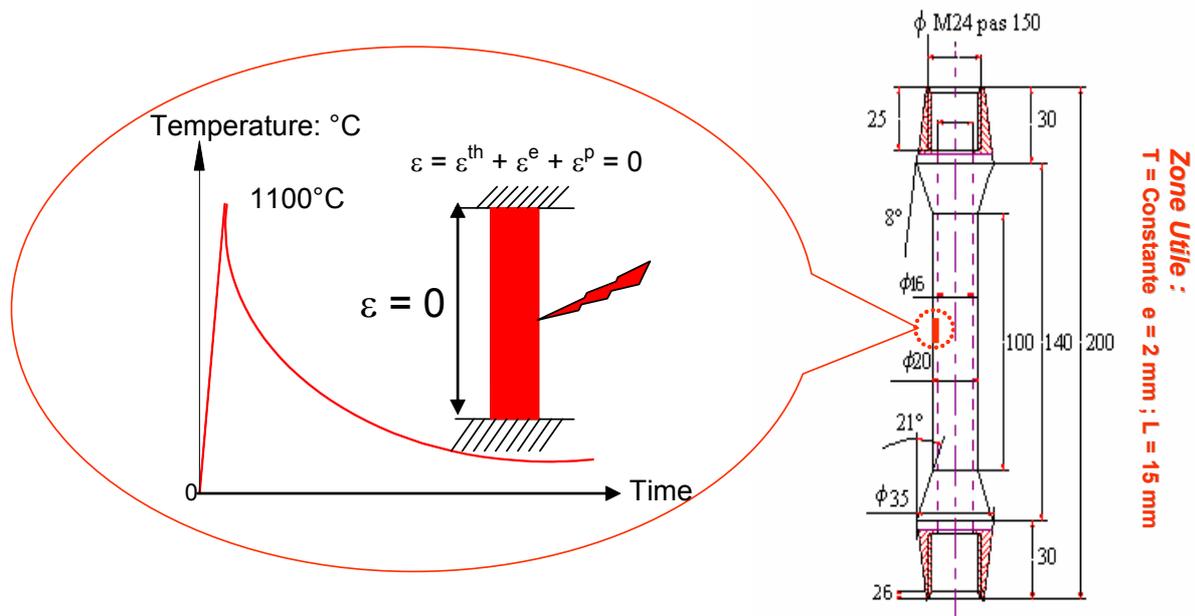


Figure 3-1 : Essai SATOH

3.3.2 Cas test « Disque INZAT »

Ces essais permettent de faire intervenir les différents phénomènes TMM de façon couplés sur un cas 2D axisymétrique (Cf. Figure 3-2). Un disque d'épaisseur dépendant du problème étudié est chauffé sur une face en son centre par un laser (sans fusion), puis refroidis à l'air ambiant (rayonnement, convection). Plusieurs passes de chauffage laser sont éventuellement effectuées. Cette expérimentation permet aussi d'appliquer ou non au disque un détensionnement (recuit : montée en température pendant deux heures, avec maintien à 1070°C pendant un certain temps, puis redescente en température). Une comparaison calcul / expérience est faite avec les logiciels SYSWELD et ASTER. Ce cas test a permis de mener une étude de sensibilité.

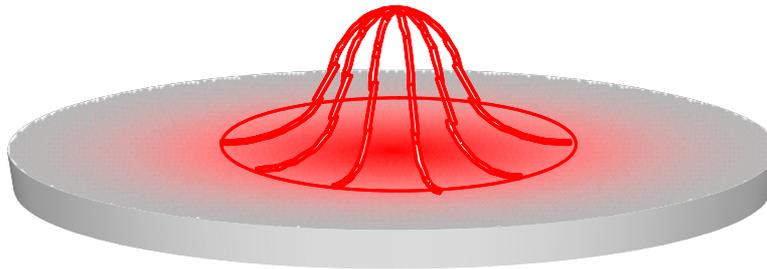


Figure 3-2 : Essais disque avec et sans fusion

3.3.3 Essais de Plaque : Cas test « INZAT 3 »

Cet essai est considéré plus proche de l'opération du soudage réelle : 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 (Cf. Figure 3-3). Une ligne de fusion au centre d'une plaque en 316L non chanfreinée est créée au moyen du procédé TIG, sans métal d'apport. Un bain de fusion non traversant est formé dans 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 a été considérée ; les phénomènes liés à l'apport de métal et de multipasses sont évacués.

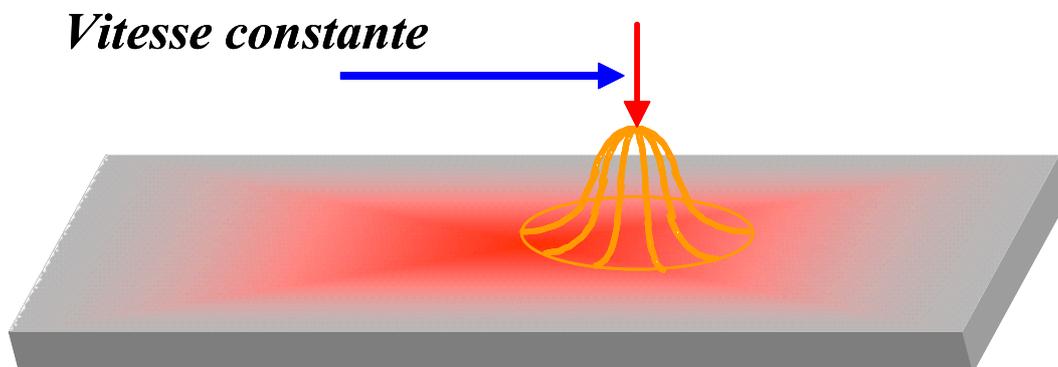


Figure 3-3 : Essai plaque (INZAT3)

3.4 LES ACQUIS DES PHASES ANTERIEURES DU PROGRAMME INZAT 1, 2, 3

- Concernant les contraintes résiduelles : la modélisation au moyen des outils numériques donne un assez bon accord avec l'expérience, aussi bien avec le logiciel SYSWELD qu'avec le logiciel Code_Aster. Les contraintes résiduelles trouvent leur origine dans le développement de transformations métallurgiques et/ou des gradients thermiques, qui provoquent des incompatibilités de déformations. De plus, des efforts structuraux (effets de flexion) sont engendrés. L'influence des effets de flexion est plus grande dans le cas de structures minces.

- Concernant les déformations résiduelles : la modélisation au moyen des outils numériques donne des résultats « approximatifs ». Le calcul est très sensible aux lois de comportements adoptées et à la valeur prise pour la limite d'élasticité. De plus, les aspects visqueux ont un effet important.

- Influence du type d'écroutissage considéré dans les calculs : durant le transitoire, les contraintes calculées sont différentes selon que l'on considère un écroutissage cinématique ou isotrope. Dans le cas de l'essai SATOH, les contraintes résiduelles sont les mêmes pour les deux modèles.

Les principales conclusions à retenir des travaux de recherche des 3 phases du programme INZAT sont les suivantes :

- √ *La déformation dite de plasticité de transformation joue un rôle important sur l'évolution de la contrainte en cours de transformation de phase. Le modèle de plasticité de transformation, développé par Leblond et implanté dans SYSWELD, est basé sur le seul mécanisme de Greenwood & Johnson. Malgré cela les simulations numériques pour le cas d'une transformation totale martensitique fournissent de très bons résultats. Aussi, l'idée générale, selon laquelle, le mécanisme de Magee est prépondérant devant le mécanisme de Greenwood & Johnson pour décrire cette déformation additionnelle lorsque la transformation s'effectue par germination, ne semble pas être vérifiée.*
- √ *La caractérisation anisotrope de l'écroutissage de l'acier étudié est mise en évidence. En l'absence de transformation structurale, le formalisme cinématique offre de meilleurs résultats. Cependant lorsque les transformations de phases interviennent, le calcul isotrope surestime la chute de la contrainte alors que le calcul cinématique la sous estime. C'est la prise en compte de l'écroutissage au travers des variables internes tensorielle et scalaire dans la définition du taux de déformation de plasticité de transformation qui en est responsable. Aussi, une loi à écroutissage mixte isotrope-cinématique pourrait mieux correspondre au comportement réel de l'acier étudié en cours de transformation de phase.*
- √ *La non linéarité du taux de déformation de plasticité de transformation en contrainte élevée n'a aucune influence sur l'évolution de la contrainte quel que soit le cas test considéré.*

- √ *Le comportement viscoplastique de tous les constituants métallurgiques a été mis en évidence. L'effet du temps entraîne une évolution particulière de la contrainte qui bien évidemment n'a pas pu être représentée par les calculs plastiques.*

3.5 LES OUTILS D'ANALYSE DES PHASES ANTERIEURES DU PROGRAMME INZAT 1, 2, 3

Jusqu'à la fin de la phase 3 du programme INZAT, les stratégies menées sont fondées sur une connaissance partielle des variables, qui consiste à se focaliser sur un aspect particulier en essayant de le valider sur des cas tests analytiques en utilisant deux moyens :

- Comparaison calcul / expérience sur des essais instrumentés faisant intervenir les différents phénomènes qui apparaissent lorsqu'une structure en acier est soumise à un transitoire thermique similaire aux conditions de soudage. Des mesures sont réalisées sur cette structure (déplacements, contraintes, températures...). Ces mesures sont comparées aux calculs réalisés par simulations numériques (deux logiciels : SYSWELD et Code-Aster, dans lesquels sont implantés des modélisations des différents phénomènes). Dans un premier temps, le programme a été limité à un transitoire thermique par laser (source de chaleur fixe), sans fusion, pour simplifier le problème et pour faciliter le calcul du flux absorbé par la structure, calcul qui permet ensuite de déterminer le champ de température dans toute la structure, en fonction du temps. Si le champ de température dans la structure est bien connu, alors le calcul mécanique est mené. Ensuite, si les calculs mécaniques s'avèrent prédictifs par rapport aux mesures, une expérience similaire est mise en œuvre, mais avec création d'une zone fondue, avec les problèmes qui s'y rapportent : mouvement du front de fusion, coefficients d'échange zone fondue/zone solide... Le calcul mécanique nécessite d'abord le calcul du flux absorbé (pour obtenir ensuite le champ de température). Ce calcul de flux nécessite un développement de la méthode inverse, qui prend en compte la zone fondue. Enfin, si tous ces problèmes sont résolus, le cas d'une source de chaleur mobile est abordé.
- Étude de sensibilité en faisant varier les paramètres des calculs : si on change un peu les données « matériau », par exemple (lois de comportement, propriétés mécaniques), quels sont les effets sur les résultats ? Autrement dit, quelle est la sensibilité des calculs au paramètre « matériau » ? Quel écart de calcul résulte d'un calcul prenant en compte les aspects visqueux ? Si l'identification préalable des paramètres visqueux est coûteuse, cela vaut-il la peine de faire un calcul visqueux, par rapport à un calcul non visqueux ? De même, dans le cas des aciers

qui subissent des transformations de phase (16MND5, par exemple), quel est l'influence sur le résultat de la prise en compte ou non de la plasticité de transformation ? Enfin quelle est l'influence de l'incertitude concernant l'apport de chaleur sur les calculs ?

Suite aux études menées dans les précédentes phases du programme INZAT, deux bases de données matériaux (16MND5 et 316L) sont créées ainsi que des cas tests de référence. Aussi une production scientifique conséquente qui a donné au programme INZAT un nouvel élan pour aller plus loin dans la modélisation et la compréhension des phénomènes générés par le soudage. Donc il a été décidé que la simulation numérique des structures 3D fasse l'objet de la phase 4 du programme INZAT, car plus complète, plus proche de la réalité.

3.6 ETAT DE L'ART : SIMULATIONS 3D ET ANALYSES DE ROBUSTESSE

La croissance de la puissance des moyens de calcul a permis de mettre en oeuvre des codes de simulation de plus en plus complets et de plus en plus complexes. En contre partie, l'utilisateur peu expérimenté tente de réduire la complexité du problème traité en posant des hypothèses simplificatrices, des approximations, des limites d'utilisation, etc. Et tout ça, sans connaître au préalable dans quelle marge d'erreur il travaille. Bien souvent, l'utilisateur se trouve avec un résultat numérique dont il est incapable de lui donner un niveau de confiance.

La tentation d'approcher la solution vraie du problème avec un modèle numérique, doit se faire sans négliger les imprécisions, incertitudes ou mauvaises déterminations. Or cela paraît très difficile à réaliser vu la dimension de l'espace des paramètres d'entrées qui est de l'ordre d'une dizaine à plusieurs centaines des données. En effet un résultat numérique n'est pas la réalité physique mais c'est une approximation de celle-ci.

Pour approcher la réalité des phénomènes physiques, les codes numériques nécessitent un grand nombre de variables d'entrées (X_i , souvent jamais connus avec certitude) afin d'alimenter le modèle et délivrent de nombreuses variables en sortie (Y_i). Chaque variable de sortie d'un modèle numérique est le résultat d'une fonction de plusieurs variables d'entrées $Y_i = f_{1 \leq i \leq n}(X_i)$. Souvent la fonction f est une fonction non explicite et non linéaire. Pour mesurer la variabilité des sorties et connaître l'influence des diverses variables d'entrées, il est nécessaire d'explorer l'espace des variables d'entrées.

Classiquement, les simulations numériques fournissent la réponse d'un système à une sollicitation. Il apparaît actuellement une évolution importante visant à fournir en plus de cette réponse la tendance de la réponse à une modification de paramètres d'entrée de la simulation (matériau, chargement, géométrie, ...). Ces tendances sont obtenues en calculant la dérivée de la réponse par rapport à des paramètres donnés.

D'une façon plus simple, on peut dire qu'une solution est le produit de l'application d'un jeu de données décrivant la réalité du problème (de part leur nature ambiguë, imprécise et incertaine, les données sont une estimation de la réalité) et de plusieurs étapes de modélisation. Une solution va donc intégrer de nombreux facteurs (données matériaux, les paramètres de(s) méthode(s)).

Dans la littérature on trouve plusieurs approches qui sont développées afin d'évaluer la relation entre l'image virtuelle donnée par les codes de calculs et la réalité :

- **Analyse paramétrique** : c'est répondre à la question : comment varient les solutions obtenues quand les valeurs prises par les données sont modifiées ? Dans son papier Zhu [**Zhu**] a essayé de répondre à cette question dans le cadre de la simulation numérique du soudage. En effet il a fait des analyses paramétriques sur un cas test du soudage aluminium d'une structure 3D et il a conclu que la conductivité thermique a un effet important sur la solution thermique. En ce qui concerne la solution mécanique, il a conclu que pour avoir une solution prédictive il suffit d'introduire la limite élastique en fonction de la température tout en introduisant les autres propriétés à la température ambiante. Et il ajoute que le module d'Young et le coefficient de dilatation thermique ont un faible effet sur les contraintes résiduelles et les déformations.
- **Approche statistique** : M.Petelet, considère que l'analyse de sensibilité dans la littérature est menée de façon locale, ce qui limite son domaine de validité à un matériau donné. Il propose une méthode d'analyse de sensibilité globale permettant de couvrir un espace matériau aussi large que celui de la famille des aciers. Ils présentent une modélisation probabiliste traduisant la variabilité des paramètres matériau dans la famille des aciers. L'aspect original de ce travail consiste en l'utilisation de la méthode d'échantillonnage par hypercubes latins (LHS) des paramètres matériau qui constituent les données d'entrée (fonction de la température) des simulations numériques. Ainsi, une démarche statistique a été appliquée à la simulation numérique du soudage : échantillonnage LHS des propriétés matériau, analyse de sensibilité globale. Après avoir présenté leur démarche générale de l'analyse de probabiliste, dans leur papier [**Petelet**], ils ont présenté la méthodologie permettant de l'appliquer à la simulation numérique du soudage. Le cas de soudage a été choisi en raison de son très faible temps de calcul qui autorisait plusieurs centaines de lancements. Les paramètres matériau qui constituent les données d'entrées des simulations numériques ont la particularité d'être dépendants de la température. Un échantillonnage de ces paramètres matériau a été réalisé en les discrétisant en sept niveaux de température, chacun de ces points de température devenant alors une variable

d'entrée. Les paramètres matériau auxquels ils sont intéressés dans cette étude étaient le module de Young, le coefficient de dilatation thermique, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité et le module d'érouissage. La méthode LHS, dont le principal intérêt est de faire converger plus rapidement les statistiques associées au comportement global que la méthode SRS, a été utilisée avec succès pour générer une matrice d'expériences de taille 800×35 . Il ressort de cette analyse de sensibilité linéaire, *que seules 3 variables codant les propriétés matériau sont réellement influentes parmi les 35 variables utilisées*. Il s'agit de la limite d'élasticité à 20°C , du coefficient de dilatation thermique à 20°C et du module de Young à 20°C , les autres paramètres, ayant été figées pour toutes les expériences à une valeur médiane.

Une simple comparaison entre les conclusions de M. Zhu et M. Petelet révèle une contradiction entre leurs conclusions. En effet ce que l'un considère important l'autre le considère peu important, alors qui faut-il croire ?

Aussi, M. Petelet considère que les paramètres métallurgiques n'ont pas d'effet sur les champs mécaniques chose qui est aussi en contradiction avec plusieurs autres auteurs (Cf. [Pilvin], par exemple). Alors d'où vient cette contradiction dans leurs conclusions ?

En plus de ces contradictions, on peut remarquer une importante variabilité des résultats numériques donnés par différents modélisateurs pour le même cas test de référence.

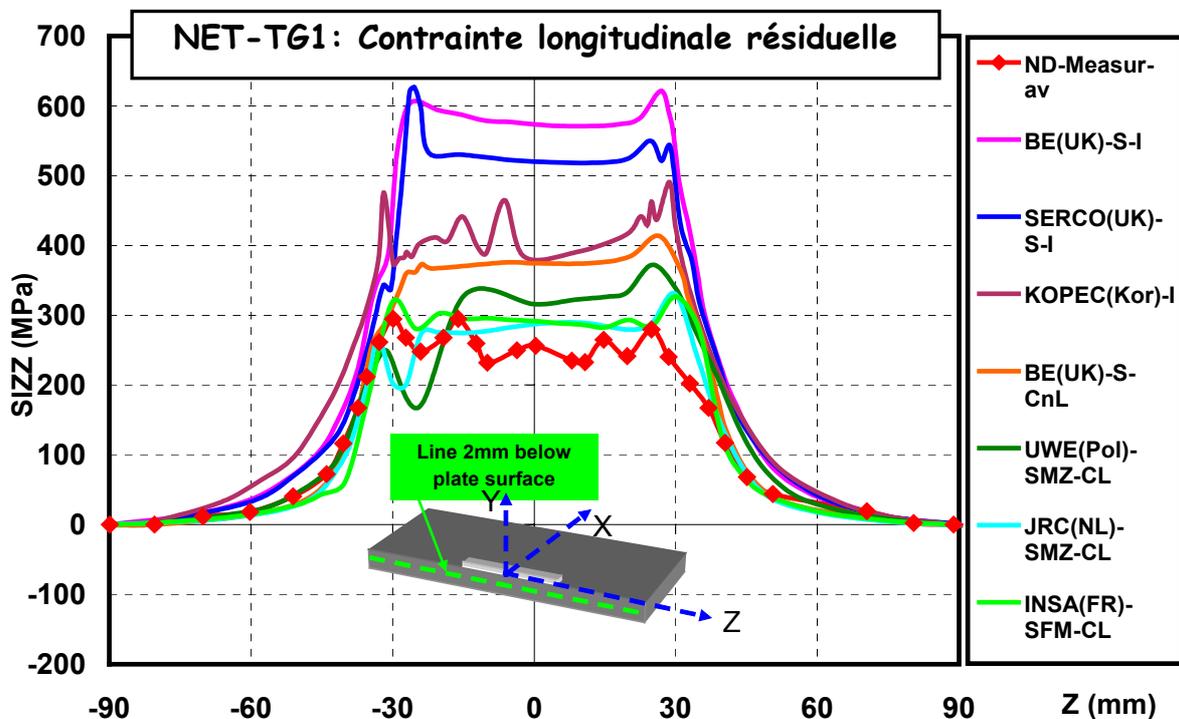


Figure 3-4 : Comparaison de la contrainte longitudinale résiduelle donnée par différents bureaux d'études

Le cas test « NeT-TG1 » illustre très bien ce problème. En effet, lors de la comparaison de la contrainte longitudinale résiduelle donnée par différents établissements et bureaux d'études européens et celle donnée par l'expérience (Cf. Figure 3-4) une large variabilité du résultat numérique est constatée. Ainsi, ce résultat numérique dépend énormément du modélisateur et peut varier facilement du simple au double.

D'où l'urgence de développer des outils qui permettent d'étudier ces phénomènes numériques de contradiction et de variabilité des résultats pour le but d'évaluer la confiance qu'on peut accorder à un résultat numérique donné. Conscient de ce problème, nous avons lancé une étude qui combine les outils de sensibilité et de fiabilité, au sein du programme INZAT4, et nous avons intitulé cette nouvelle démarche « analyse de robustesse de la simulation numérique du soudage ». L'objectif principal de ce travail de recherche est de donner la meilleure façon de s'y prendre pour réaliser une prédiction la plus fiable possible de la réalité physique et de réduire l'écart entre les différentes solutions numériques.

3.7 DEFINITION DE LA ROBUSTESSE DE LA SIMULATION NUMERIQUE DU SOUDAGE

La robustesse traduit le plus souvent la résistance des résultats à certaines données mal conditionnées. Elle est définie mathématiquement par le plus petit nombre de données extrêmes qui modifie la valeur des résultats ramenés aux dimensions du problème.

La simulation numérique du soudage est considérée comme l'un des problèmes de la mécanique le plus non linéaire vu le grand nombre des paramètres nécessaires (Cf. Figure 3-5). L'« Analyse de Robustesse » est un questionnement d'actualité dont l'attente est de préciser des procédures de simulation numérique du soudage permettant de garantir la fiabilité (capacité de reproduire la réalité) du résultat numérique.

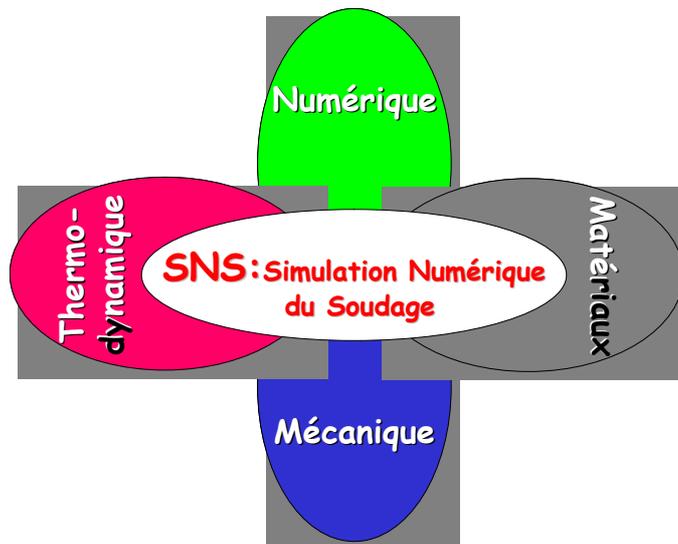


Figure 3-5 : La simulation numérique du soudage

3.8 DEFINITION DE LA ROBUSTESSE SNS

Dans la littérature le mot « robustesse » est un mot prenant des sens différents selon l'application. Ceci nous a amené à concevoir une définition de la robustesse appropriée à l'analyse des résultats numériques du soudage. Dans ce travail, un résultat numérique est dit robuste s'il est capable de résister aux variations des paramètres d'entrées de modèle. Pour mesurer cette résistance une procédure à quatre étapes est créée :

-1. **Représentativité** : *L'objectif est d'aboutir, avec les données les plus élaborées, à l'obtention de la meilleure confrontation entre les résultats de calcul et les résultats expérimentaux obtenus sur des tests de références.*

-2. **Sensibilité** : *En toute rigueur, une fois la première condition satisfaite, l'analyse de sensibilité sur les paramètres peut être conduite.*

-3. **Fiabilité** : *C'est la généralisation des conclusions réalisées sur un cas test donné, au terme de l'étape précédente, sur les autres cas tests.*

-4. **Standardisation/Dégradation** : *Dans cette étape on sera en mesure de donner des suggestions et des conseils essentiellement pour les deux objectifs suivants :*

- *Le premier but de ces suggestions est de garantir à différents modélisateurs une faible erreur entre leurs résultats numériques.*
- *Le deuxième objectif est de donner au modélisateur un guide afin qu'il aboutisse à un résultat numérique fiable en utilisant l'ensemble des paramètres juste suffisant et en minimisant le temps de calcul.*

Ces quatre étapes permettant de mesurer la robustesse d'un paramètre donné sont abordés successivement. L'analyse de sensibilité qui est une étape fondamentale peut être traitée par l'une ou plusieurs des méthodes décrites ci-après.

3.8.1 La méthode classique

Avec la méthode classique, chaque paramètre est traité à part. Pour cela il faut construire des fuseaux d'incertitudes relatifs à chacun des paramètres. La construction de fuseaux réels d'incertitudes est une tâche très lourde et coûteuse. Des fuseaux arbitraires sont retenus en imposant par exemple une erreur de $\pm 10\%$ sur les données étudiées.

3.8.2 La méthode de différenciation

Ces tendances sont généralement obtenues en calculant la dérivée de la réponse, ce qui peut se faire de différentes manières : différences finies, différenciation directe ou méthode de l'état adjoint.

Les différences finies sont à exclure à cause de leur faible précision et de leur coût numérique important. La méthode de l'état adjoint, quoique performante et précise, nécessite des développements particuliers à chaque étude et elle ne sera pas retenue. Nous nous concentrerons donc ici sur la méthode de différenciation directe, performante, précise, générale et très adaptée aux calculs non linéaires.

3.8.3 La méthode statistique

La technique d'échantillonnage la plus répandue en raison de sa simplicité de mise en oeuvre est la méthode de Monte-Carlo pure, connue sous l'acronyme SRS pour Simple Random Sampling. Celle-ci consiste à tirer aléatoirement n jeux de simulations indépendamment les uns des autres. Cependant un nombre important de simulations est nécessaire pour obtenir une précision satisfaisante des statistiques associées au comportement global.

3.8.4 La méthode de plan d'expérience

Son objectif est de faire apparaître les effets des variables d'entrées et leurs interactions en tenant compte des intervalles de variation réelle de chacune des variables d'entrée. Ainsi cette méthode permet de définir des stratégies fondées sur une connaissance partielle des variables.

Elle est la seule méthode qui permette de déterminer correctement l'influence des interactions entre variables dans une analyse de sensibilité globale, la standardisation n'étant pas applicable directement dans un méta modèle avec interactions

Chapitre II : Caractérisation de l'Acier 316L & Identification des Paramètres des Modèles de Comportement

4 ANALYSE DU MATERIAU 316L SPH

Pour maîtriser au mieux les paramètres d'entrées afin d'assurer la robustesse des résultats, un investissement important a été engagé autour de la caractérisation du matériau constitutif des cas tests. Les résultats de cette caractérisation et les paramètres identifiés sont intégrés dans une base de données désignée « *BIFE_{316L}* ». Rappelons que les cas tests en acier 316L étudiés dans ces analyses de robustesse sont : la Maquette « INZAT3 », le benchmark « Maquette 24-25 » et la maquette « NeT-TG1 ».

La caractérisation de l'acier 316L a été réalisée dans le cadre du programme INZAT par une équipe de chercheurs. Lionel Depradeux [Depradeux] a réalisé la caractérisation mécanique pour différentes températures, Jun Yang et Claude Esnouf [Yang] ont conduit des analyses microstructurales et métallurgiques, Viet-Dung Le [Le] a poursuivi ces caractérisations mécaniques afin d'explorer l'homogénéité des propriétés mécaniques dans l'épaisseur. Enfin, les analyses, interprétations, identifications des paramètres et constitution de la base de données [EL-Ahmar 8] ont fait l'objet d'une partie du travail de cette thèse.

NB : la base de données « *BIFE_{316L}* » est à accès réservé, c'est pour cette raison qu'on a décidé de ne pas afficher l'axe des ordonnées des paramètres issus de cette base.

4.1 L'ACIER 316L

Le composant principal de l'acier 316L (Cf. *Tableau 4-1*) est le fer. Il appartient à la famille des aciers inoxydables et contient 17% de chrome (11% : seuil minimal). Le chrome favorise la résistance à la corrosion des aciers qui travaillent dans des milieux oxydants en assurant la formation d'une couche passive stable.

Les aciers inoxydables peuvent être classés en quatre grandes familles :

- Les aciers inoxydables martensitiques.
- Les aciers inoxydables ferritiques.
- Les aciers inoxydables austéno-ferritiques.
- Les aciers inoxydables austénitiques.

L'acier 316L est un acier austénitique de part l'abondance des deux principaux composants chimiques : le chrome et le nickel (le nickel élargit considérablement le domaine austénitique). Le 316L contient un faible pourcentage de carbone, d'où le symbole L de « Low ». Notons que les aciers inoxydables austénitiques sont caractérisés par une teneur maximale de carbone de 0.1 %C.

Tableau 4-1 : Différentes Normes de l'acier 316L

<i>AISI</i>	<i>AFNOR</i>	<i>Normes Allemandes</i>	<i>UNS</i>
316L	Z 2 CND 17-12	2 CrNiMo 17-12-2 1.4404	S 316 03

Les aciers austénitiques ont une structure cristalline cubique à faces centrées et ne possèdent pas les points de transformation Ac1 et Ac3 (aciers sans transformation de phases). Il n'y aura donc pas de transformations métallurgiques à l'état solide dans la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) (Cf. Figure 4-1).

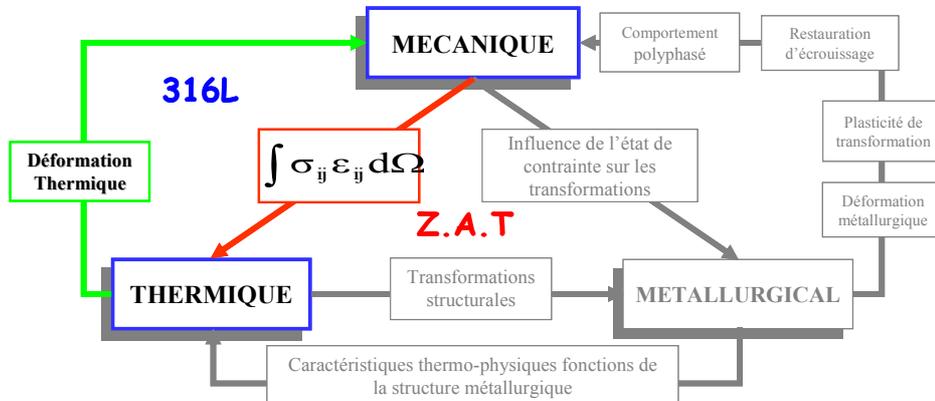


Figure 4-1 : Interaction métallurgique et thermomécanique dans la ZAT de l'acier 316L

Cet acier est utilisé pour la réalisation de tuyauteries et de circuits de refroidissement des centrales nucléaires de type REP. Leurs assemblages sont généralement soudés au moyen du procédé TIG avec un grand nombre de passes compte tenu des épaisseurs.

4.2 ORIGINE DE L'ACIER SUJET DE LA BASE DE DONNEES « *BIFE*_{316L} »

Les éprouvettes et maquettes en acier inoxydable 316L SPH utilisé dans cette étude sont prélevées dans 2 tôles de dimensions 30x1010x1520 mm³, fournies par l'entreprise suédoise « Avesta Sheffield » (réf :n° 07561612 à 4, coulée n° 81969A), de poids unitaire 400 kg.

Le certificat de recette indique que la tôle d'origine a subi un traitement thermique d'hypertrempe qui consiste en un chauffage jusqu'à 1120°C suivi d'une trempe à l'eau. Les caractéristiques mécaniques indiquées par le fabricant, sur la base d'essais de dureté Rockwell B indiquent une limite d'élasticité à 0,2% de 170 MPa minimum, et une résistance à rupture *Rm* de 485 MPa minimum, avec un allongement à striction de 40%.

La composition chimique de l'acier étudié est donnée dans le Tableau 4-2, ci-dessous.

Tableau 4-2 : Composition chimique (Poids %)

N° lot	N° plaque	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Mo
77003/00006311	0756 1612-3	0.024	0.38	1.76	0.023	0.001	17.31	12.05	0.07	2.55

4.3 ANALYSES DE L'ACIER 316L A TEMPERATURE AMBIANTE

Dans le cadre de la thèse de L. Depradeux des éprouvettes tubulaires ont été usinées dans le sens de laminage, dans le milieu de l'épaisseur de la plaque. Des essais de traction (Figure 4-2), il est remarqué que les paramètres de la base de données « *BIFE*_{316L} » réalisés sur le matériau de base

présentent un écart non négligeable vis-à-vis de ceux de la littérature ; ce qui nous a incité à étudier ce matériau plus en détail.

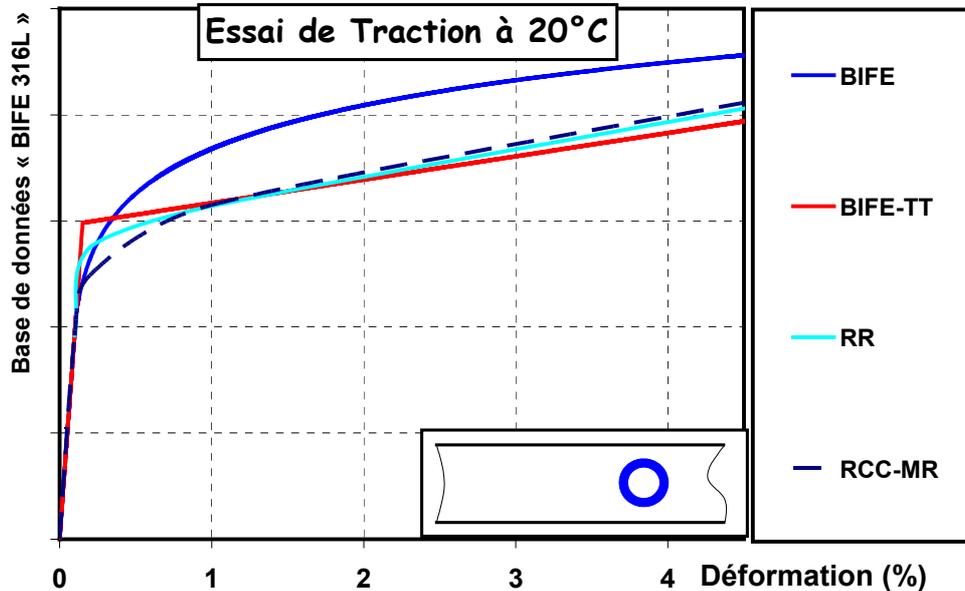


Figure 4-2 : Courbes de traction du matériau 316L, issues des différentes sources

La réalisation d'un essai préliminaire de dilatométrie libre jusqu'à 1100°C à la vitesse de 80°C/s et d'un refroidissement à l'air libre, suivie d'un essai mécanique à la température ambiante a conduit à l'observation d'une évolution de la courbe de comportement du matériau selon l'existence ou non de l'essai préliminaire. En fait, cet essai de dilatométrie libre correspond à un traitement thermique préalable à l'essai de caractérisation mécanique. L'évolution du comportement consiste en une légère augmentation de la limite de non linéarité et la restauration du domaine plastique passant d'une variation non linéaire à une variation linéaire (Cf. Figure 4-3). Les mêmes constatations sont remarquées pour les essais de traction aux différentes températures.

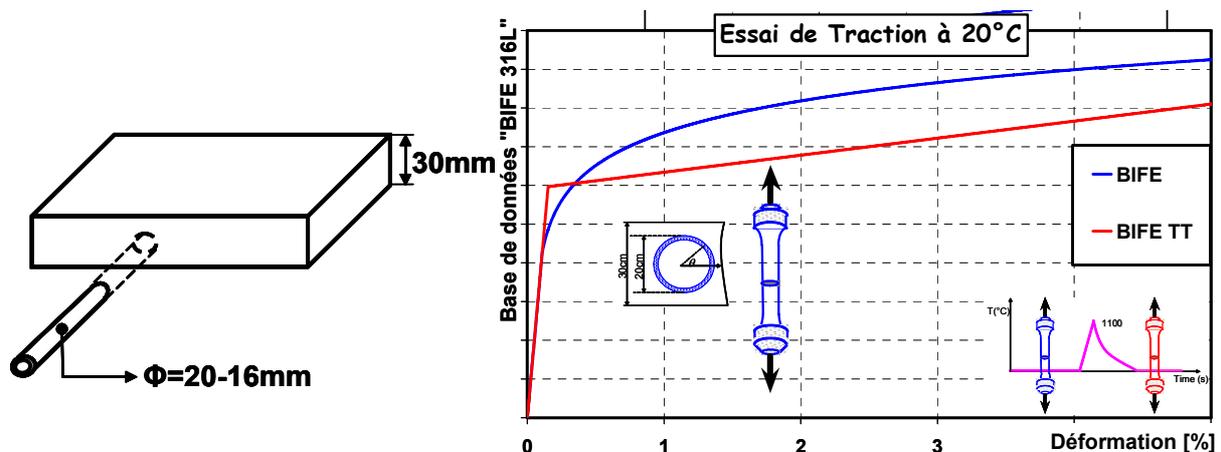


Figure 4-3 : Essais de traction à 20°C, sans (bleu) et avec (rouge) traitement thermique préalable

La Figure 4-4 permet de comparer les limites conventionnelles déduites à 0.1% et 0.2% pour les deux conditions expérimentales évoquées ci-dessus.

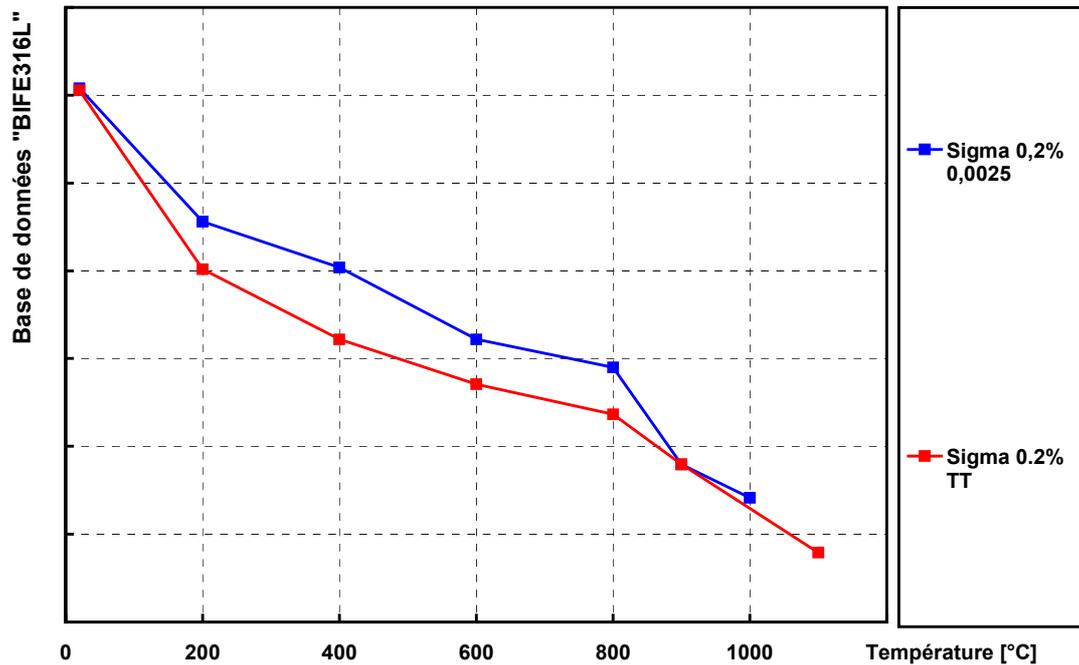


Figure 4-4 : Limites conventionnelles de non linéarité à 0.2%, (TT : avec traitement thermique préalable)

Globalement, cette modification des propriétés mécaniques se traduit par une légère augmentation de la limite de non linéarité contrainte-déformation, mais une diminution de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2%. De plus, après dilatométrie libre, la courbe de traction est quasiment bi-linéaire, ce qui n'est pas le cas pour les éprouvettes « sans dilatométrie », dont la courbe de traction est fortement non linéaire à l'entrée du domaine plastique.

4.3.1 Campagne d'investigation métallurgique

Pour tenter d'élucider cette interrogation, une campagne d'observations métallurgiques a été réalisée dans le laboratoire MATEIS de l'INSA en utilisant les moyens du CLYME (Consortium Lyonnais de Microscopie Électronique). Cette campagne d'essais a été menée par C.Esnouf et J.Yang [Yang] dans le cadre de l'action MIRA 2002 - 2005 en parallèle avec le programme INZAT.

L'objectif est de tenter de chercher à l'échelle microstructurale une explication du changement de comportement mécanique de l'acier 316L suite à un traitement thermique préalable.

Les échantillons ont été prélevés dans la plaque de 30 mm d'épaisseur (matériau de base), au cœur de la plaque (centre) et près de la surface (2 ou 3 mm sous la surface). Les moyens d'observations utilisés ont été les suivants : microscope optique, microscope à balayage, microscope à transmission, ainsi que des mesures de macro et micro dureté et de compositions chimiques (par Rayons X), et quelques mesures de Pouvoir Thermo-électrique (PTE).

4.3.1.1 Observations sur le matériau de base

4.3.1.1.1 Taille de grain

La taille de grain observée entre la surface et le cœur du matériau de base est similaire. Les grains sont assez gros (25 à 50 microns) et présentent beaucoup de macles et de joints spéciaux.

4.3.1.1.2 Ségrégation et présence de composés aux joints de grains

Les observations au microscope indiquent qu'il existe une différence entre les échantillons prélevés à cœur et en surface. Une bande de ségrégation de 0,25 à 1 mm est observée au cœur du matériau (Figure 4-5).

De plus, à cœur, des composés constitués de fines lamelles parallèles ont été observés aux joints de grains (Figure 4-6 et Figure 4-7), toutes orientées dans le même sens (sens de laminage). Ces lamelles sont d'assez grandes dimensions (50 à 100 microns), et représentent un faible pourcentage du matériau total. Par contre, elles ne sont pas observées en surface. L'analyse par rayons X montre que ces lamelles sont riches en Chrome (jusqu'à 25%), élément alphagène, et en Molybdène. Il s'agit probablement de ferrite (alpha ou delta) résiduelle 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).

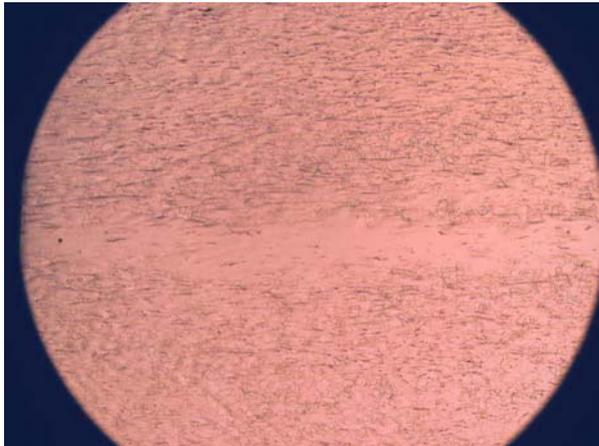


Figure 4-5 : Bande de ségrégation au centre de la tôle

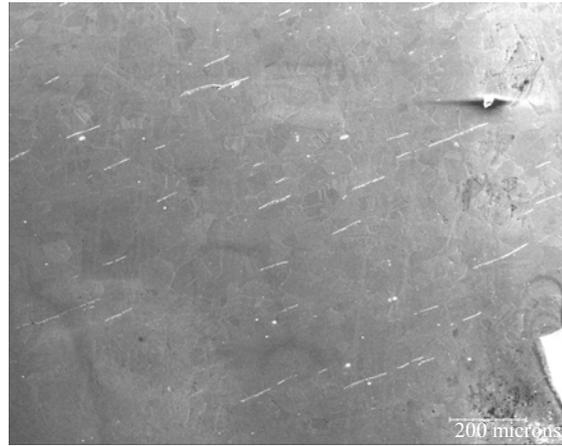


Figure 4-6 : Lamelles orientées dans le sens du laminage

De plus, des analyses de micro dureté (Cf. Figure 4-8) 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 micro dureté 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 constitués de ferrite et de phase sigma, mais ne sont présents qu'en faible quantité.

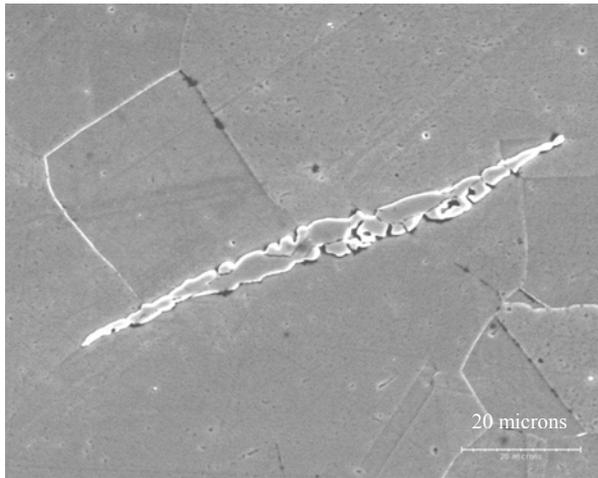


Figure 4-7: Détail d'une lamelle aux joints de grains

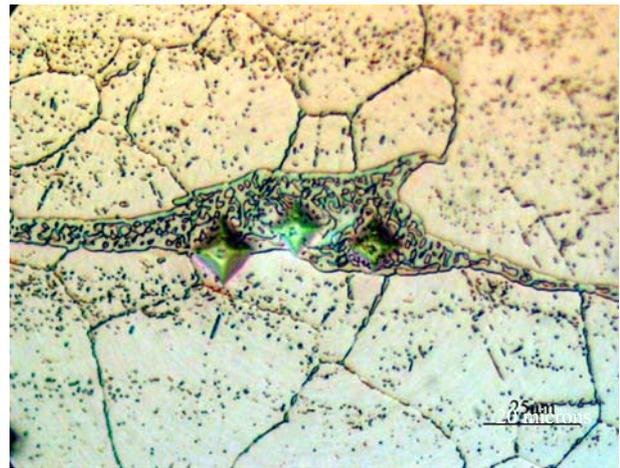


Figure 4-8 : Essai de microdureté d'une lamelle

4.3.1.1.3 Dislocations

Une forte densité des dislocations est observée sur le métal de base. Ces dislocations glissent dans un même plan (plans de glissement parallèles), empilées jusqu'au joint de grain où elles s'arrêtent (Cf. Figure 4-9). La densité de dislocations en surface est plus importante qu'à cœur.

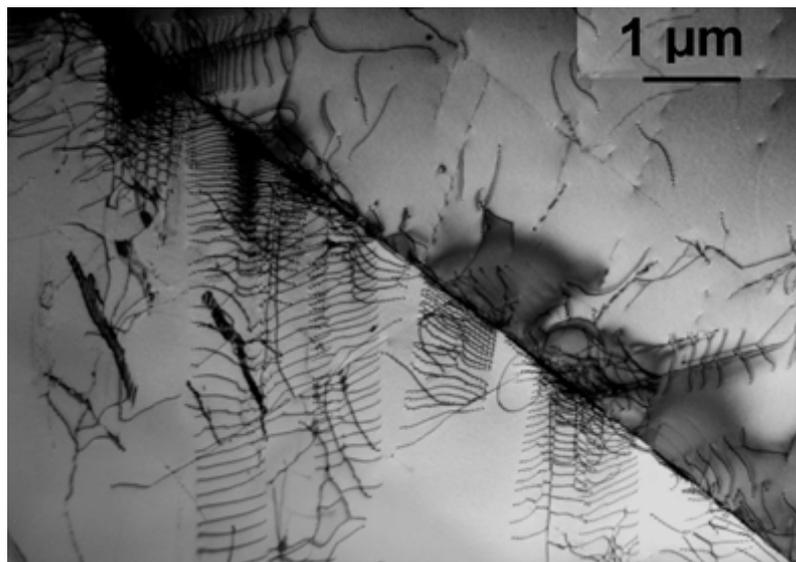


Figure 4-9 : Dislocations observées sur matériau de base

4.3.1.1.4 Mesures de macro dureté

Les mesures de macro dureté HV effectuées sur des échantillons prélevés à cœur et en surface indiquent une différence de dureté. Celle-ci est plus élevée à cœur qu'en surface (154 HV contre 148 HV en moyenne).

4.3.1.1.5 Précipitations, inclusions

Aucun précipité n'apparaît dans le métal de base (ni carbures de chrome, ni nitride de chrome). En revanche un certain nombre d'impuretés, d'inclusions (carbures d'aluminium notamment) sont présentes dans le matériau.

4.3.1.1.6 Conclusion sur l'observation métallurgique du métal de base

Globalement Il s'agit d'un matériau qui présente une nette différence entre l'état de dureté à cœur et celui de surface, avec une forte densité de dislocations en surface.

4.3.1.2 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 les échantillons prélevés à cœur : 20 min au four à 950°C, puis refroidissement à l'air libre.
- sur les échantillons prélevés en surface : 20 min au four à 750°C, puis refroidissement à l'air libre.

4.3.1.2.1 Taille de grain

La Figure 4-10 présente une comparaison microscopique pour deux échantillons 316L ; avec et sans dilatométrie libre. On ne remarque pas une différence très marquée au niveau de la taille de grain.

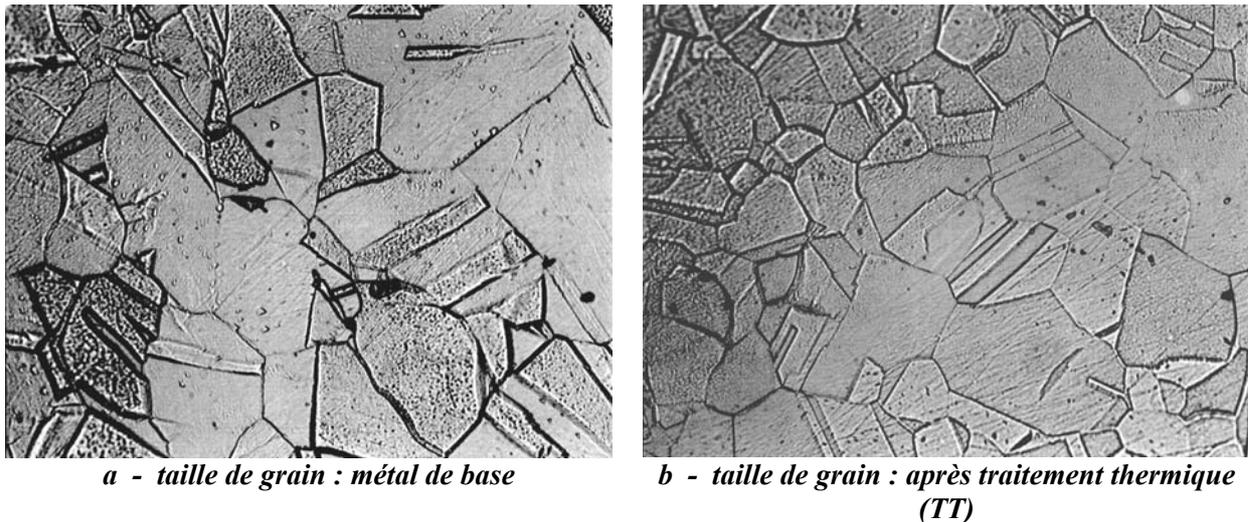


Figure 4-10 : Taille de grain : grossissement 500 fois

4.3.1.2.2 Dislocations

Après traitement thermique, aucune modification particulière notable vis-à-vis de l'état de base n'a été observée : pas de précipités généralisés, pas de changement notable de taille de grain. En revanche, il semblerait qu'il soit apparu des lamelles de ferrite (ou de phase sigma) pour les échantillons prélevés en surface, alors que ces lamelles n'étaient pas observées avant traitement thermique.

La seule différence visible avant et après traitement thermique est l'état des dislocations comme illustré sur la Figure 4-11 :

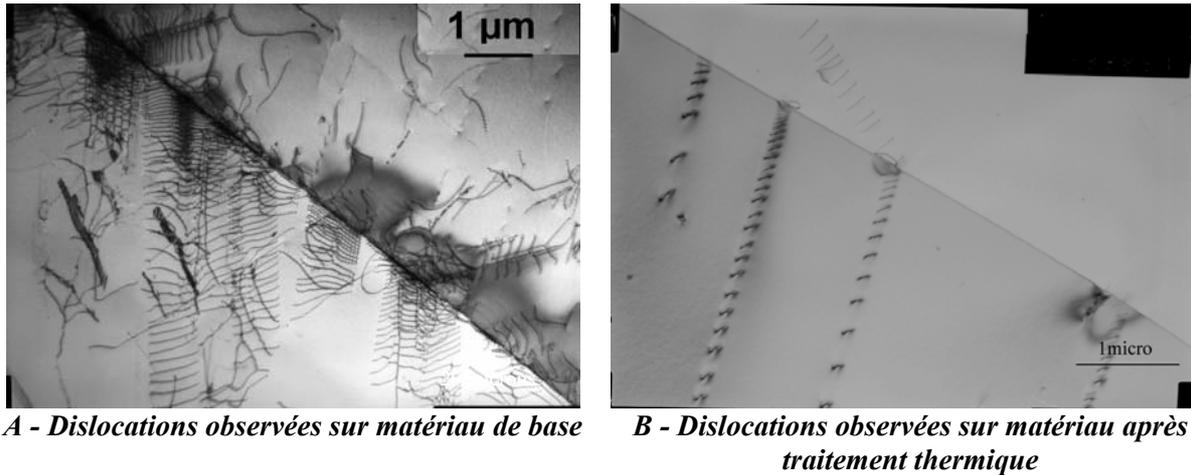


Figure 4-11 : comparaison de l'état de dislocation avant et après traitement thermique

4.3.1.2.3 Conclusion sur l'état du matériau après traitement thermique

Des analyses de tailles de grain, avant et après traitement thermique, ne montrent pas de différences permettant d'expliquer la modification du comportement mécanique préalablement observé (Cf. Figure 4-3).

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. Par contre, des dislocations importantes sont présentes plus particulièrement en surface, et s'estompent après traitement thermique. Ce constat est une indication sur la non homogénéité du matériau de base.

4.3.2 Campagne d'investigation mécanique

Les conclusions des observations relatives au matériau de base et à celui ayant subi un traitement thermique préalable indiquent qu'il n'y a pas de causes métallurgiques autre que l'évolution des dislocations pour expliquer la modification du comportement mécanique observé. Il reste donc à confirmer que « la piste mécanique » corrélée aux dislocations serait l'explication relative à l'évolution du comportement mécanique. Cette piste a été explorée dans le cadre du Master de recherche de LE Viet-Dung (URGC - Structures 2003).

Des éprouvettes, prélevées à peau (à 3 mm de la surface) et à cœur dans le sens du laminage, de 1 mm d'épaisseur, ont été usinées dans la plaque.

La caractérisation mécanique consiste à tenter d'expliquer l'effet du traitement thermique sur le comportement mécanique. Des essais de traction à température ambiante sont réalisés sur la même éprouvette avant et après le traitement thermique sur le matériau de base pour diverses positions. Ce traitement est conduit à différentes températures (max. 980°C) et à différents temps de maintien. L'échantillon est refroidi rapidement (semblable à l'effet d'une hypertexte).

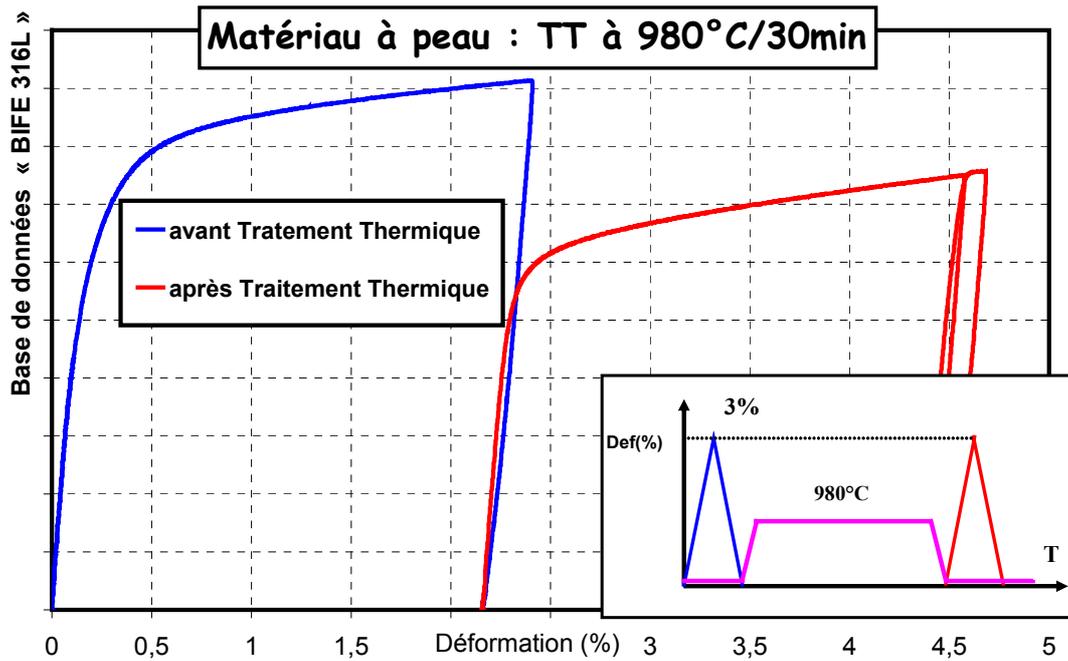


Figure 4-12 : Processus d'essai de traction

Les conclusions déduites de cette campagne d'essais sont :

- Après le traitement thermique à haute température, la rigidité du matériau en peau ne change pas ($E = \text{constant}$), mais son seuil de plasticité et sa consolidation diminuent considérablement (Cf. Figure 4-12), ils ont tendance à diminuer, sous l'effet thermique. En revanche, pour les éprouvettes situées au cœur de la plaque, le même traitement thermique, après le premier cycle de chargement mécanique, n'influence pas le comportement mécanique.
- Le matériau utilisé pour réaliser les éprouvettes a donc été écroui de façon non uniforme dans l'épaisseur de la plaque par une mise en forme de planage après l'hypertrempe (§ C. Escaravage AREVA-NP « information de pratiques industrielles pour répondre aux exigences d'aspect et de la tolérance dimensionnelle »).
- Plus le matériau se trouve proche de la surface, plus il est écroui. Sous l'effet d'un traitement thermique à haute température et refroidissement rapide, ce taux d'écrouissage s'annule. Le matériau revient donc à l'état d'origine. Il s'agit donc de restauration d'écrouissage.
- Un traitement thermique du 316L à basse température ($< T_f/3$, T_f étant la température de fusion du matériau) ne fournit pas une énergie suffisante pour provoquer le phénomène de restauration d'écrouissage. Ce phénomène ne se produit que pour hautes températures ($> T_f/3$).

- La restauration d'écrouissage se présentant comme un revenu du matériau dépend non seulement de la température du chauffage, mais aussi du temps de maintien. Ce sont des relations non linéaires entre le revenu et le couplage température - temps de maintien. Plus la température est élevée, plus la restauration d'écrouissage est rapide.

4.3.2.1 Mécanisme de restauration de l'écrouissage

Lorsqu'un métal subit une déformation plastique à froid ($< 0,3 T_f$), il est dit écroui. Une certaine partie de l'énergie mécanique fournie lors de la déformation est emmagasinée dans le matériau sous forme de défauts structuraux : le métal n'est donc plus en équilibre thermodynamique. Ces défauts structuraux sont :

- Soit des défauts ponctuels : lacunes et interstices.
- Soit des défauts linéaires : dislocations. Ces dislocations interagissent entre elles, forment des enchevêtrements qui tendent à délimiter des régions (appelées cellules), presque libres de dislocations.
- Soit des défauts de surface : défauts d'empilement, macles et sous grains issus des enchevêtrements de dislocations.

Le retour à l'état d'équilibre se fait ensuite par étapes successives : réarrangement, puis élimination de chaque type de défauts. Ce retour à l'équilibre est d'autant plus rapide que la température sera élevée ($> 0,3 T_f$).

Il est courant de distinguer deux grandes étapes :

- La restauration qui consiste à réduire le nombre de défauts ponctuels et linéaires et à réarranger les dislocations en parois délimitant des "cellules d'écrouissage" ou sous - grains. Il est très courant que cette étape commence durant l'écrouissage.
- La recristallisation qui correspond au développement de nouveaux grains se formant par germination et croissance au sein du métal écroui.

En fait, l'élimination des défauts ponctuels se produit très rapidement et dans les métaux usuels, elle se produit pour des températures de l'ordre de 0,1 à 0,3 T_f . En pratique, on n'a donc pas à tenir compte de ce phénomène pour illustrer la restauration d'écrouissage.

La restauration des dislocations se produit à plus haute température (0,3 à 0,5 T_f) et s'effectue de la manière suivante :

Après écrouissage, les enchevêtrements de dislocations forment des parois relativement floues :

- Dans un premier temps, les dislocations se regroupent et se condensent dans les parois, l'intérieur de la cellule se trouve ainsi libre de dislocations : les parois se précisent et s'affinent.
- Dans un second temps, il y a réduction du nombre de dislocations dans les parois (par annihilation), et réorganisation de ces dislocations en réseaux bidimensionnels formant des joints de grains à faible désorientation. Les cellules constituent alors des cristallites faiblement désorientées entre eux, aux formes polygonales caractéristiques.

4.3.3 Pourquoi le changement de comportement suite à un traitement thermique préalable ?

Après cette vision panoramique des différentes analyses faites sur l'acier 316L, il est clair maintenant que la cause de l'évolution, suite à un traitement thermique, du comportement mécanique observé dans l'épaisseur, est liée à la restauration d'écrouissage à hautes températures.

La Figure 4-13 rassemble les courbes de traction à 20°C réalisées sur les éprouvettes tubulaires centrées dans l'épaisseur et parallélépipédiques en peau et à cœur, et celle de la base de donnée RCC-MR [AFCEN].

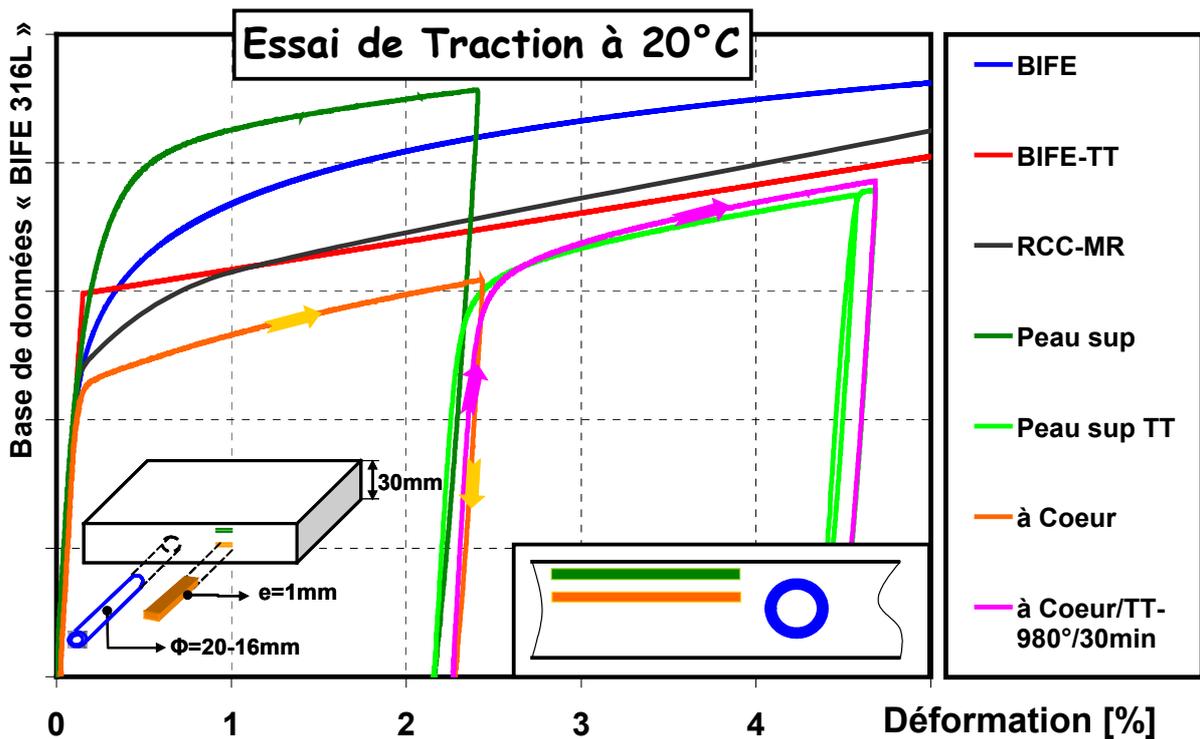


Figure 4-13 : Différentes informations sur l'essai de traction à 20°C

Des courbes de la Figure 4-13, on peut tirer les conclusions suivantes :

- Le phénomène de restauration d'écrouissage est observé d'une manière plus amplifiée en peau.
- Il n'y a pas d'influence du traitement thermique à cœur.

- Le comportement est très différent entre le cœur et la peau. Ce matériau présente une hétérogénéité non négligeable.
- Les courbes fournies dans la base de donnée «BIFE_{316L}» sont déterminées sur des éprouvettes tubulaires (Φ 20 – 16 mm) et représentent donc une valeur moyenne du comportement mécanique de la plaque.

Vu que la caractérisation mécanique du matériau de base de l'acier 316L est une sorte de moyenne du comportement dans l'épaisseur (Cf. Figure 4-13) et vu que les cas tests choisis comme support pour cette étude sont des plaques épaisses (entre 10-30mm), on a décidé de mener les simulations numérique en adoptant l'hypothèse de l'homogénéité initial du matériau de base « *BIFE_{316L}* ». En estimant que le comportement mécanique moyenné va compenser les erreurs de calcul qui seront générées suite à l'adoption de l'hypothèse d'homogénéité initiale du matériau.

4.3.4 Comportement cyclique de l'acier 316L

Afin de voir le caractère isotrope ou cinématique de l'écroutissage, un essai de traction puis compression a été effectué entre 1.5 % et -1.5 % de déformation (voir Figure 4-14).

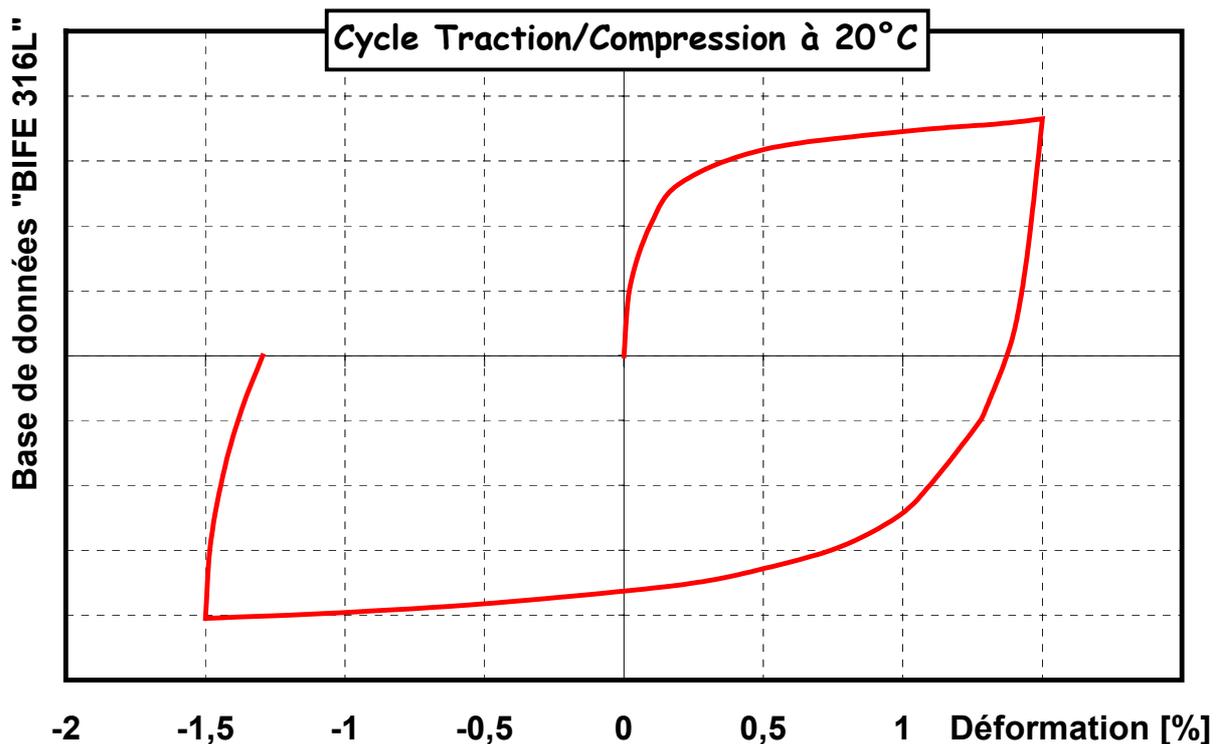


Figure 4-14 : Cycle traction - compression à 20°C

Lors du passage en compression, l'écroutissage est fortement non linéaire. L'effet Bauschinger est visible sur la Figure 4-14, on constate que la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % est plus élevée en compression qu'en traction, d'environ 40 MPa. A priori le matériau se comporte plutôt en un écroutissage cinématique. Pour en être certain, il faudrait faire un grand nombre de cycles pour voir

s'il y a adaptation, rochet ... Dans le cadre de la réalisation de la base de données « BIFE316L », il était prévu de faire plusieurs cycles de traction-compression à différentes températures, mais on a fréquenté le problème du flambage des éprouvettes à partir du premier cycle pour les températures au-delà de 200°C et à partir de deuxième cycle pour la température ambiante. Donc on s'est contenté d'un seul cycle pour la température ambiante.

4.3.5 Conclusions relatives au matériau à température ambiante

Afin d'expliquer la différence de comportement mécanique entre les éprouvettes qui ont subi ou non une dilatométrie préalable, un ensemble d'hypothèses ont été formulées. Ces hypothèses concernent d'une part les modifications métallurgiques induites par la dilatométrie, et d'autre part les l'hypothèse d'homogénéité initial du matériau.

Les principales conclusions sont :

- √ *Les analyses métallurgiques, avant et après traitement thermique, ont montré que la modification de comportement mécanique en traction n'est pas liée à la métallurgie.*
- √ *Les analyses mécaniques corrélées avec les observations de dislocations ont révélé un lien direct entre la restauration d'écrouissage à haute température et les modifications de comportement observées.*
- √ *Le matériau de base présente une forte hétérogénéité du comportement mécanique dans l'épaisseur.*
- √ *Un cycle de charge-décharge montre que l'acier 316L se comporte plutôt en écrouissage cinématique.*

Cette évolution du comportement du matériau avec une histoire thermique et l'hétérogénéité initiale de ce matériau conduiront à soulever des questionnements lors du choix des paramètres utilisés dans la simulation et lors des interprétations. Ainsi :

- Faut il modéliser le matériau dans son état de base avec la variation de la loi de comportement selon l'épaisseur ?
- Comment contourner ce problème ?
- Si le choix de modélisation des lois de comportement ne respecte pas l'état initial du matériau, qu'elles seront les conséquences sur l'analyse de robustesse ?
- ?

5 CARACTERISATION ET IDENTIFICATION DES PARAMETRES

THERMOMECHANIQUES DE L'ACIER 316L

La question qui se pose alors est la suivante : faut-il caractériser le matériau avant ou après traitement thermique ? Pour répondre à cette question, n'oublions pas que la caractérisation doit nous permettre de mener des calculs sur des cas tests qui n'ont pas subi un traitement thermique préalable. La maquette INZAT3 et la maquette « 24-25 » n'ont subi aucun traitement thermique avant le transitoire du soudage TIG, le matériau constituant ces cas tests est donc le matériau « sans dilatométrie ». En plus, les essais de traction déjà effectués sur 316L après dilatométrie donnent des résultats très proches de ceux de la littérature. Par conséquent, on peut estimer qu'il est inutile de mener la caractérisation d'un matériau qui est similaire à celui de la littérature.

Donc dans cette deuxième partie de ce chapitre, on va se focaliser sur la caractérisation du matériau 316L de base en fonction de la température « *BIFE* _{316L} » (Cf. [EL-Ahmar 8]). Ces essais permettent de déterminer les paramètres thermomécaniques qui interviennent dans les modèles implantés dans les codes de calcul utilisés pour simuler le soudage et qui sont présentés en annexes.

L'acier 316L présente un caractère visqueux pour les hautes températures. Une caractérisation élasto-viscoplastique est aussi effectuée au moyen d'essais de traction à différentes températures et différentes vitesses, de fluage sous différents niveaux de contraintes à différentes températures. Il en sera déduit les paramètres élasto-plastiques classiques et l'identification des paramètres viscoplastiques pour un modèle de comportement donné.

Suite à l'abondance et la qualité des caractérisations, les partenaires industriels ont souhaité rassembler toutes ces données sous la forme d'une base de données (Cf. CD-ROM « *BIFE* _{316L} » [EL-Ahmar 8]).

5.1 DISPOSITIF EXPERIMENTAL

Pour réaliser cette caractérisation, nous utilisons un dilatomètre de l'INSA-Lyon conçu et mis au point dans le cadre du programme INZAT 1(1994 – 1998), dans le cadre de la thèse de N. Cavallo ([Cavallo]), puis amélioré entre 1998 et 2001 lors des thèses de S. Petit et Y. Vincent ([Petit], [Vincent]). 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. Ce dispositif est largement décrit dans les références précédentes. Une vue d'ensemble du dispositif est donnée sur la Figure 5-1.

5.2 GEOMETRIE ET DIMENSIONS DES EPROUVETTES

Les éprouvettes testées sont tubulaires. La géométrie et les dimensions sont définies pour que le champ de température soit homogène dans l'ensemble de la zone de mesure (Cf. Figure 5-1 (b)). Les

éprouvettes sont compatibles avec les systèmes de chauffage et de refroidissement et présentent un volume suffisant pour une représentation correcte du comportement macroscopique.

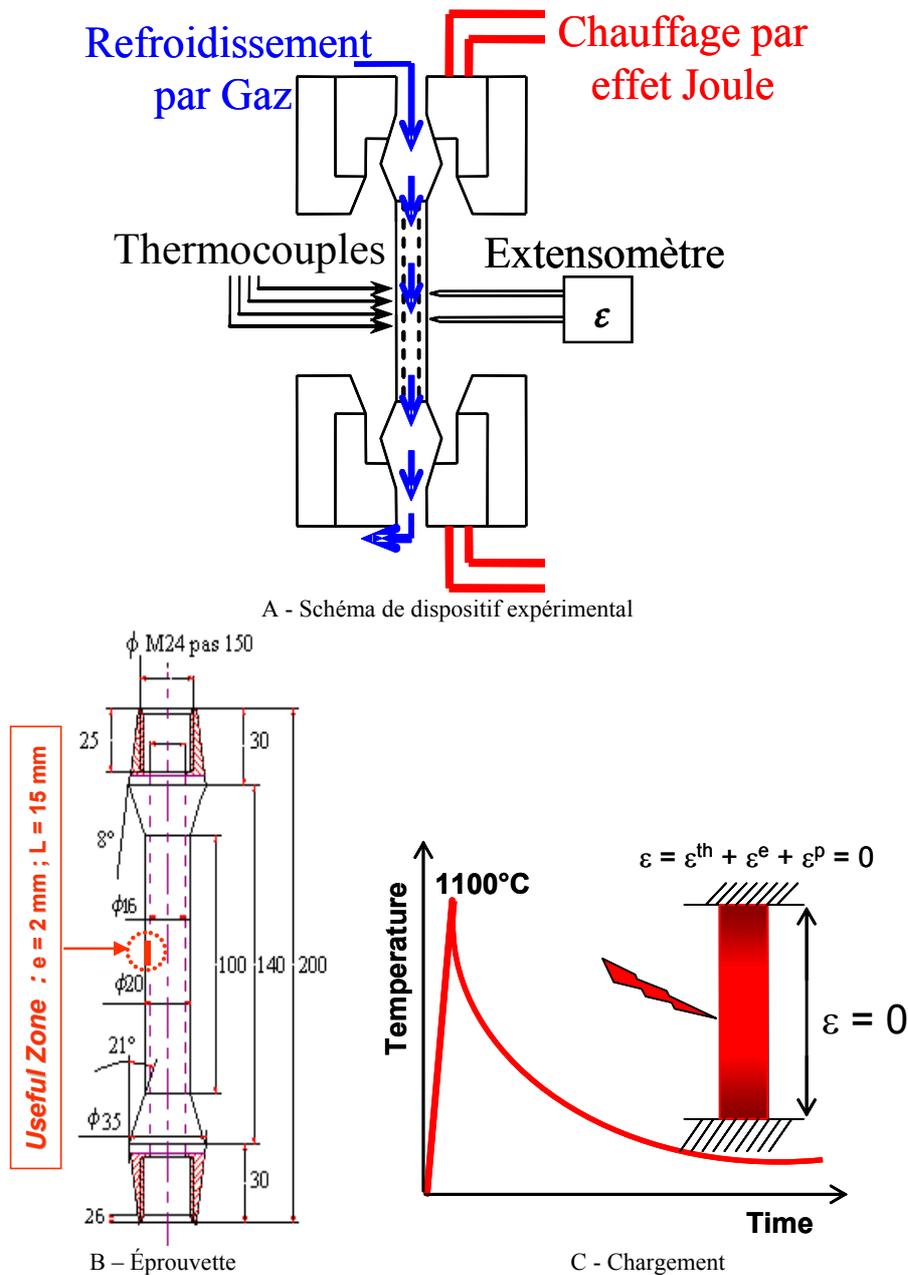


Figure 5-1 : Vu d'ensemble du dispositif

5.3 CHARGEMENT ET REGULATION THERMIQUE

Les éprouvettes sont chauffées par effet Joule. Ce procédé de chauffage volumique a été choisi d'une part pour limiter au maximum les gradients de température dans l'épaisseur de l'éprouvette et d'autre part, pour permettre les mesures d'allongement et de température sur la zone utile de l'éprouvette.

Ce système (Cf. Figure 5-1(c)) autorise une vitesse de montée en température de l'ordre de 100°C/s jusqu'à une température maximale supérieure à 1100°C. Au refroidissement, pour les vitesses lentes

un apport de chaleur par effet Joule est nécessaire. Pour des vitesses plus rapides, le refroidissement est forcé par un débit d'azote au travers de l'éprouvette. Ces deux procédés permettent d'obtenir des vitesses de refroidissement en température comprises entre -0.1°C/s et -15°C/s .

L'utilisation de l'azote à haute température limite l'oxydation de la surface intérieure de l'éprouvette. Sur la surface extérieure de l'éprouvette, un flux d'argon est appliqué. Les cycles thermiques sont pilotés par un programmateur - régulateur Eurotherm. Les mesures de température sont effectuées à l'aide de thermocouples microsoudés sur la surface externe de l'éprouvette. Plusieurs thermocouples sont utilisés pour le contrôle de l'uniformité axiale de la température le long de la zone utile.

5.4 CHARGEMENT ET REGULATION MECANIQUE

Le dispositif de chargement mécanique permet la réalisation de cycles à force et à déformation imposée. Les sollicitations sont mono-axiales de traction ou de compression. Elles sont appliquées à l'aide d'un servo-vérin hydraulique d'une capacité de 100 kN. Il est équipé d'un capteur de position de type LVDT. Un capteur de force est placé dans le prolongement de l'éprouvette entre le mors supérieur et la traverse du bâti. La mesure de l'allongement de la zone utile se fait à l'aide d'un extensomètre constitué de deux tiges en alumine, d'un système de pivot et d'un capteur inductif.

Le système de régulation permet d'exécuter l'essai de manière séquentielle suivant l'ordre des macro-commandes et des boucles de répétitions programmées par l'utilisateur. Le logiciel gère entièrement le mouvement, adaptant en permanence les consignes envoyées à l'organe mobile (vérin). Ceci permet une grande flexibilité d'utilisation, autorisant l'enchaînement successif de séquences dans différents modes de pilotage. Les algorithmes de contrôle utilisés permettent une auto-adaptation continue des termes proportionnels. La fidélité est conservée même lorsque la réponse de l'échantillon testé varie rapidement en cours d'essai.

5.5 TYPES D'ESSAIS REALISES ET PROCEDURES

Les limites de l'instrumentation sont 1100°C . Aussi, les températures choisies correspondent aux points caractéristiques d'évolution des propriétés observées dans la littérature (chute de σ_f , rapide de 20 à 200°C , stabilisation entre 400°C et 800°C , puis nouvelle diminution à partir de 800°C environ).

5.5.1 Essais de Dilatométrie libre.

L'essai avec un traitement thermique libre (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 (Cf. Figure 5-4).

En outre, les essais de dilatomètre libre permettent d'observer, pour ce matériau sans transformation de phase, si l'évolution du coefficient de dilatation en fonction de la température, au chauffage et au refroidissement est identique. De plus, on observera s'il subsiste une déformation résiduelle après le cycle de dilatation – contraction, déformation résultant de la libération de contraintes internes induites lors de l'élaboration de la plaque et des éprouvettes.

5.5.1.1 Procédure Dilatométrie libre

Le cycle thermique imposé consiste en un chauffage jusqu'à une température maximale comprise entre 900°C et 1100°C à la vitesse de 80°C/s, suivi d'un refroidissement à l'air libre. Durant ce cycle thermique, une force nulle est imposée aux extrémités de l'éprouvette. (Cf. Figure 5-2). La déformation et la température sont enregistrées en fonction du temps.

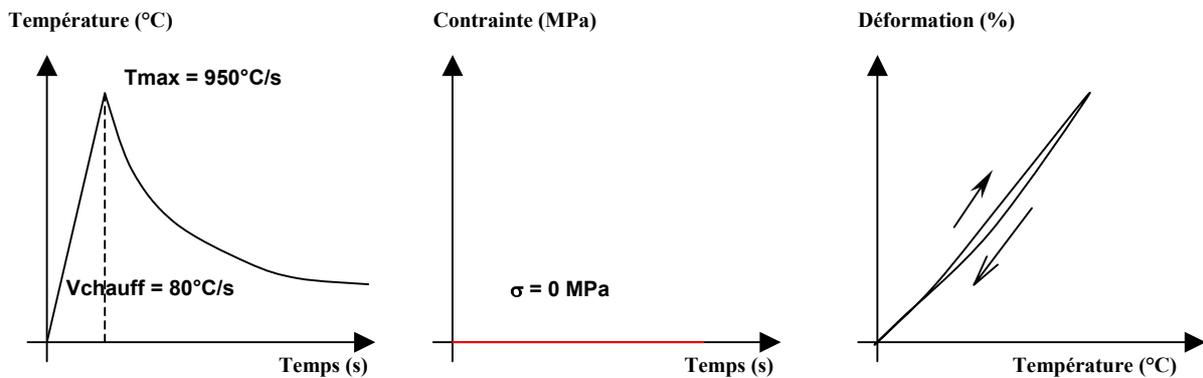


Figure 5-2 : Procédure de réalisation de dilatométrie libre

5.5.1.2 Essais réalisés

Préalablement, plusieurs traitements thermiques libres ont été effectués sur différentes éprouvettes, avec des différentes vitesses de chauffage (20°C ou 80°C/s) et différentes températures maximales (900 à 1100°C) ; ceci afin d'observer un éventuel effet de la vitesse de chauffage et de la température maximale atteinte sur la taille de grain austénitique.

5.5.1.3 Résultats des essais de dilatométrie

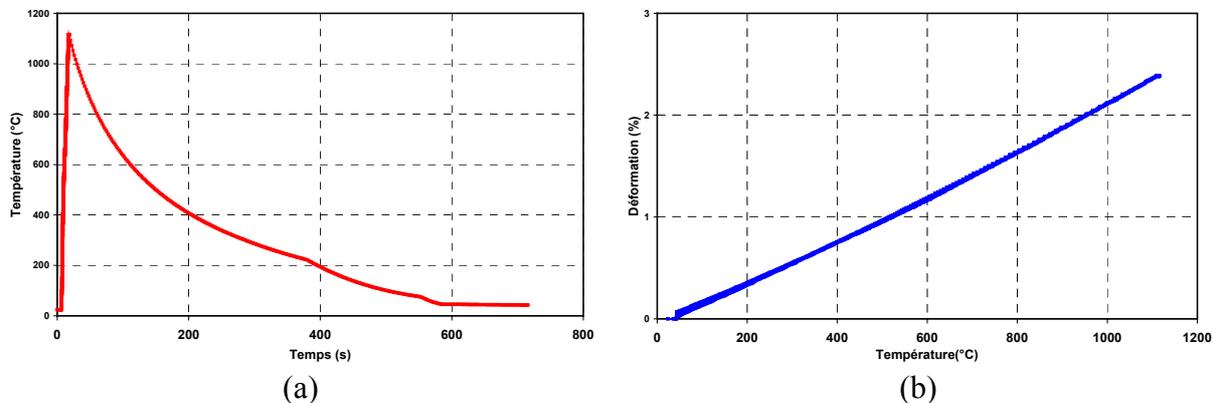


Figure 5-3 : (a) Cycle thermique imposé lors de l'essai de dilatométrie libre ; (b) Déformation thermique en fonction de la température

Ces essais ne mettent en évidence aucune déformation résiduelle après retour à température ambiante.

De plus, la variation du coefficient de dilatation ($\varepsilon = \alpha(T - T_0)$) au chauffage et au refroidissement est identique.

Le coefficient de dilatation du matériau est déduit des essais de dilatométrie libre. Son évolution en fonction de la température est donnée sur la Figure 5-4.

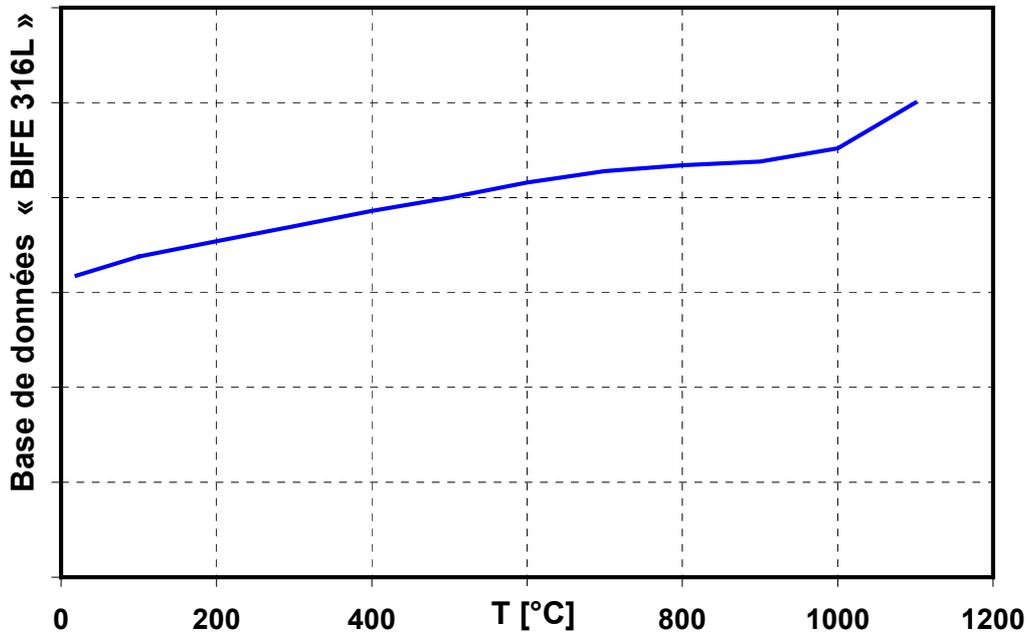


Figure 5-4 : Coefficient de dilatation en fonction de la température

5.5.2 Essais de Traction

5.5.2.1 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 du dispositif, et d'autre part en fonction des objectifs de modélisation dans le cadre des essais et exploitations INZAT 2, 3, 4. Les essais sur structures bi-dimensionnelles axisymétriques (disque INZAT **[Depradeux]**), mettent en jeu des vitesses de déformations de l'ordre de 0,02%/s à 0,04%/s dans la zone centrale. Les vitesses suivantes sont retenues :

- i) $\dot{\varepsilon} = 0,00025/s$, soit 0,025%/s, vitesse « lente »
- ii) $\dot{\varepsilon} = 0,0025/s$, soit 0,25%/s, vitesse « rapide », afin de d'analyser l'influence des effets visqueux, qui se traduisent par une dépendance du comportement vis-à-vis de la vitesse de sollicitation (Cf. Figure 5-6).

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 se développer, d'autre part l'écart entre ces deux vitesses est relativement faible. Pour mettre en évidence les effets visqueux, des tests de

fluage et de relaxation sont également effectués. De plus, ces vitesses sont en accord avec les normes concernant les essais de traction.

5.5.2.2 Procédure de traction

Avant de réaliser l'essai de traction (Cf. Figure 5-5), un programme de chauffage est imposé avec une rampe de 20°C/s jusqu'à stabilisation à la température désirée.

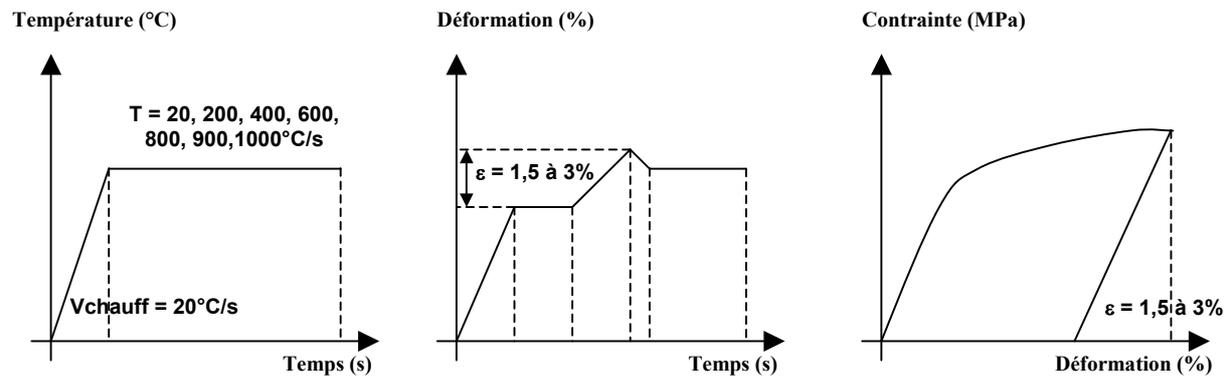


Figure 5-5 : Procédure de réalisation des essais de traction à différentes températures

5.5.2.3 Essais réalisés

L'ensemble des tests de traction réalisés est répertorié dans le *Tableau 5-1* ci-dessous en notant que ceux-ci sont réalisés sans traitement thermique préalable.

Tableau 5-1 : Résumé - essais de traction sans traitement thermique préalable

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

5.5.2.4 Résultats des essais de traction

Quatre séries d'essais de caractérisation en traction ont été réalisées sur le matériau 316L : pour deux vitesses (vitesse lente = 0,00025 /s et vitesse rapide = 0,0025 /s) et avec ou sans traitement thermique préalable. La Figure 5-6 montre les courbes de traction¹ lissées obtenues pour les deux vitesses de déformation considérées à 800°C. On constate que la courbe de traction dépend de la vitesse de

¹ 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.

sollicitation à hautes températures. Ceci met en évidence l'importance des effets visqueux pour les hautes températures. Pour les températures inférieures à 500°C, les effets visqueux semblent être négligeables.

Pour la base de donnée désignée par « *BIFE_{316L}* », la vitesse de déformation rapide ($v=0.0025/s$) est choisie vu quelle est très proche de la vitesse des déformations générées par le soudage TIG des aciers inoxydables.

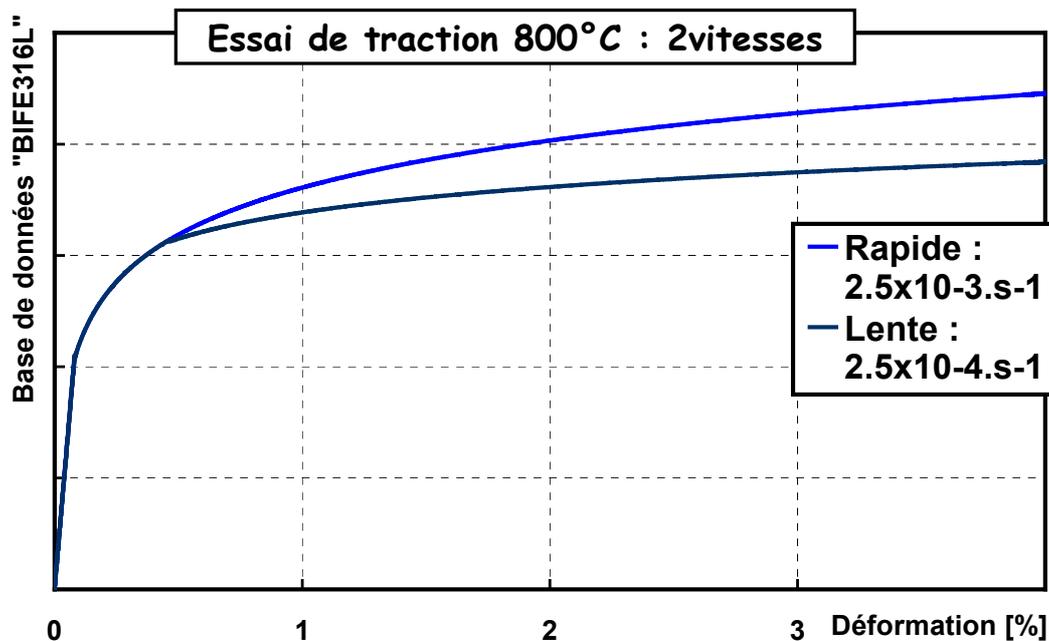


Figure 5-6 : Comparaison d'essai de traction à différentes vitesses

La Figure 5-7, présente les essais de traction sur le matériau de base et les éprouvettes qui ont subi un traitement thermique préalable. Une base de données complémentaire réalisée sur le matériau après traitement thermique préalable, désignée : « *BIFE-TT_{316L}* », a été créée parallèlement à la base de données réalisée sur le matériau de base et qui est désignée « *BIFE_{316L}* ».

L'examen de ces courbes de traction permet les constatations suivantes :

- Les courbes « *BIFE_{316L}* » présentent une limite de non-linéarité contrainte-déformation assez faible. En revanche l'écroutissage est important. Ainsi la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% de déformation plastique est largement supérieure à la limite de non linéarité, conformément à l'allure « traditionnelle » des courbes de traction 316L de la biblio. Pour des déformations supérieures à 2%, en revanche, l'écroutissage est quasiment linéaire.

- Les courbes « *BIFE-TT_{316L}* », en revanche, présentent un comportement quasiment bi-linéaire, avec une limite de non linéarité plus importante, mais une limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% plus faible que pour « *BIFE_{316L}* ».

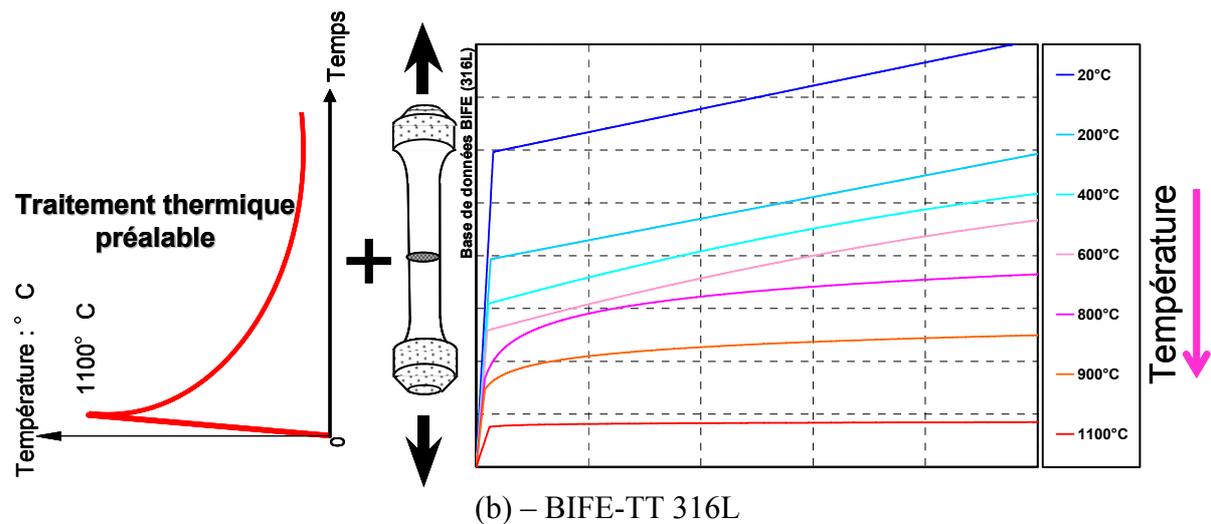
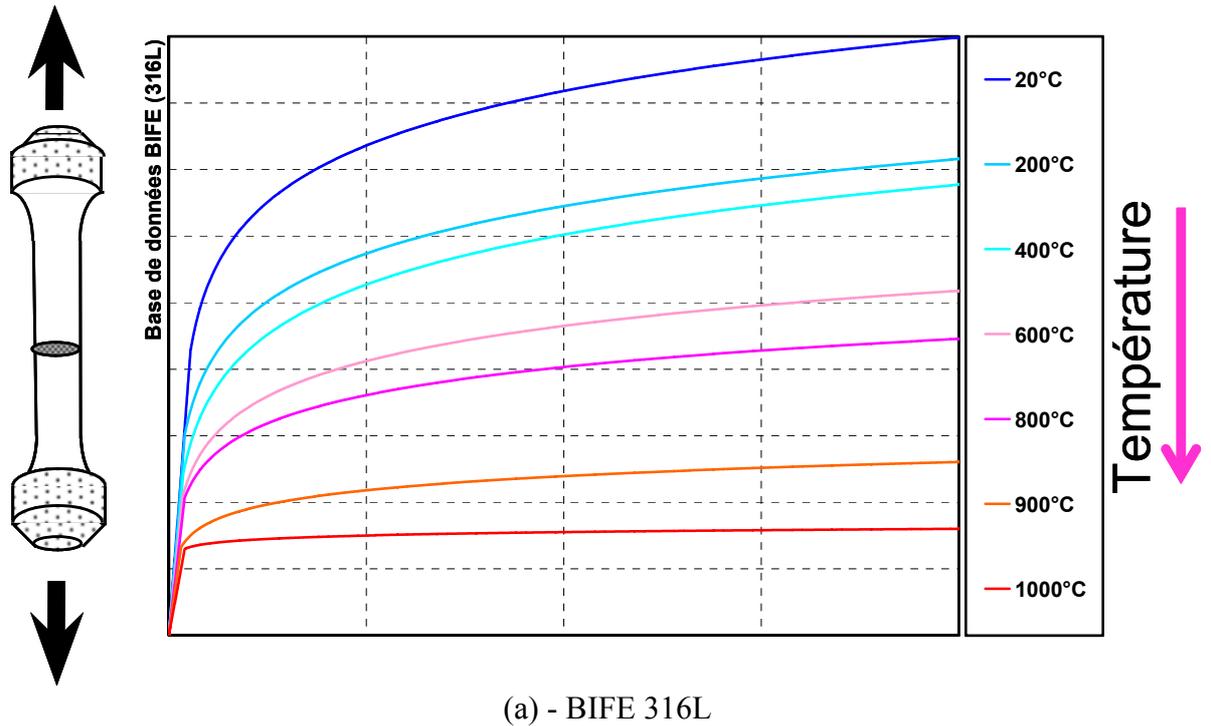


Figure 5-7 : Essais de traction à vitesse rapide ($0,0025s^{-1}$)

La différence d'allure entre les courbes de traction de la base de données « *BIFE*_{316L} » & « *BIFE-TT*_{316L} » est très prononcée pour les basses températures. En revanche, au dessus de 900°C environ, les différences s'estompent et deviennent négligeables.

5.5.2.5 Identification des paramètres à partir des courbes de traction

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'écrouissage).

La détermination du module d'Young E d'après les courbes de traction est difficile car la limite de non-linéarité est très faible. Les valeurs de module d'Young de la littérature (AREVA) coïncidant avec

les pentes initiales des courbes de traction (Cf. Figure 5-8), ces valeurs sont conservées. Le coefficient de Poisson est choisi constant, égal à $\nu=0,3$. Les caractéristiques à la rupture ne sont pas évaluées étant donné que la déformation maximale est limitée à 5%.

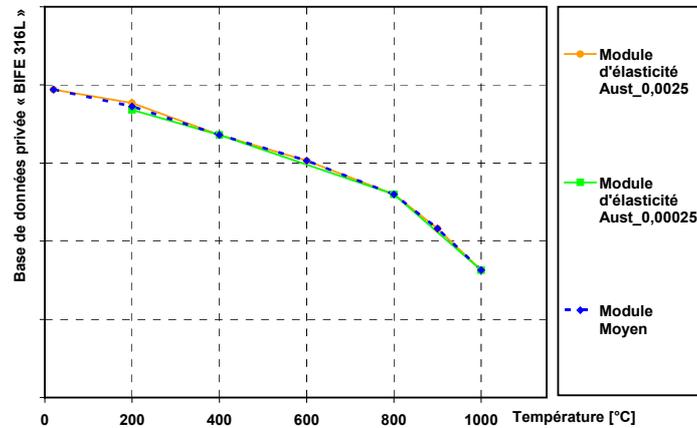


Figure 5-8 : Module d'Young en fonction de la température

En ce qui concerne le module d'érouissage h , celui-ci est déterminé entre 2 % et 5 % de déformation plastique environ, à partir des courbes de traction. Le module d'érouissage reste constant 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 de l'essai de traction à 1000°C, et qui peut conduire à une pente apparente d'érouissage négative.

Pour les essais de traction avec traitement thermique préalable, le module d'Young et le module d'érouissage linéaire pour les déformations supérieures à 2% ne sont pas affectés. Ce n'est en revanche pas le cas des limites d'élasticités conventionnelles (Cf. Figure 5-9).

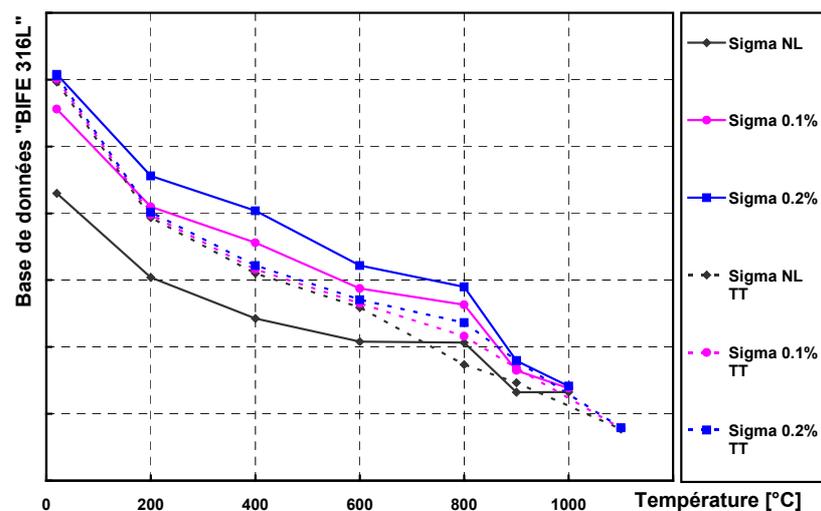


Figure 5-9 : Effet du traitement thermique libre préalable (TT) sur les limites conventionnelles d'élasticités à 0,1% ($\text{Sigma}_{0,1\%}$), à 0,2% ($\text{Sigma}_{0,2\%}$) et sur la limite de non linéarité contrainte-déformation (Sigma_{NL}) - Vitesse de déformation rapide est imposée (0,0025s⁻¹)

La Figure 5-9 présente l'évolution en fonction de la température des limites conventionnelles d'élasticité à 0,1% et 0,2% de déformation plastique, ainsi que la limite de proportionnalité contrainte-déformation, pour les éprouvettes ayant subi un traitement thermique préliminaire (TT), et pour les éprouvettes n'en ayant pas subi. On constate bien que la dilatométrie a pour conséquence d'augmenter la limite de proportionnalité contrainte-déformation, tout en abaissant la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2%.

5.5.2.6 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, AREVA, EDF ([AFCEN], [Khardi], [Dupas], [Baup]).

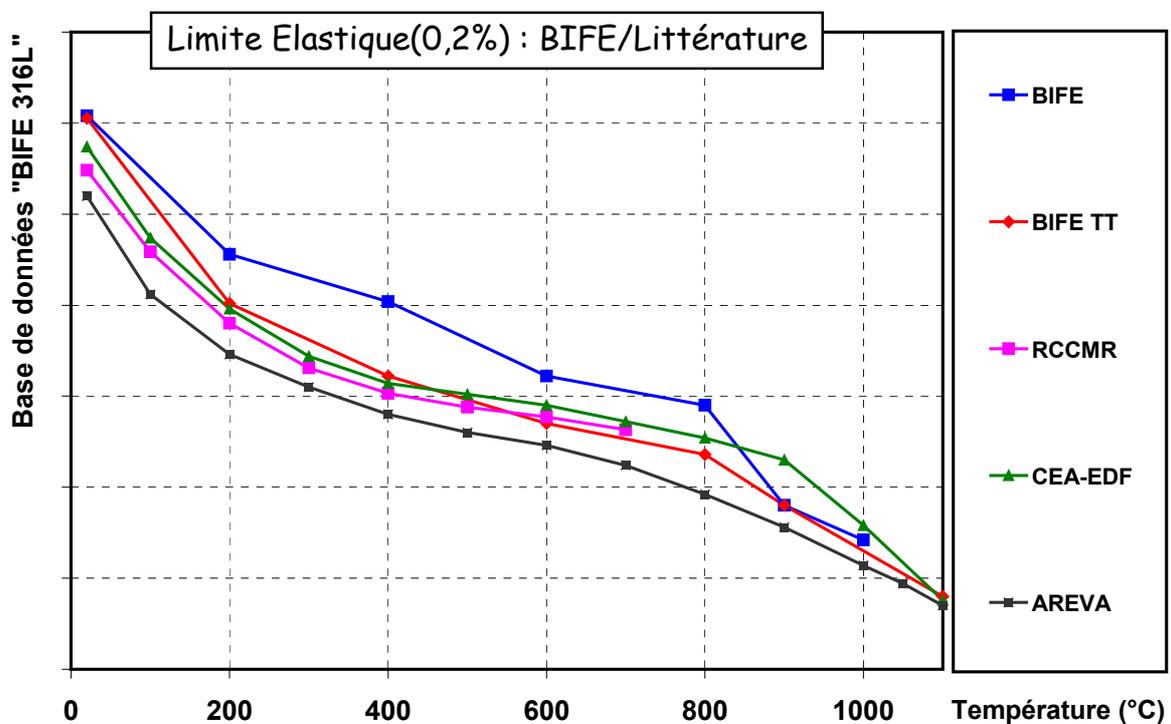


Figure 5-10 : Comparaison des limites conventionnelles d'élasticité à 0,2% obtenues pour les essais avec ou sans traitement thermique libre préalable, avec des valeurs issues de différentes bases de données existantes (RCCMR, CEA-EDF et AREVA)

La Figure 5-10 qui compare les limites conventionnelles d'élasticité à 0,2% ($\sigma_{0,2}$) expérimentales obtenues avec celles disponibles dans les bases de données de la littérature, montre qu'après dilatométrie (BIFE TT), la limite élastique expérimentale est très proche de celle de la littérature. En revanche celle réalisée sur le matériau de base (BIFE) constitue une borne supérieure de l'ensemble des données de la littérature.

5.5.3 Essais de Relaxation

A la suite de 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 long².

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 engendré 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 ([Razakanaivo]).

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

5.5.3.1 Procédure de relaxation

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 maximale ε %. Lorsque l'effet de la relaxation se stabilise, une remise en charge est effectuée (Cf. Figure 5-11).

5.5.3.2 Essais réalisés

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

Tableau 5-2 : Essais de relaxation A : vitesse lente ; B : vitesse rapide

Température [°C]	Relaxation	$\varepsilon = 1,5 \%$	$\varepsilon = 1,0 \%$
200	B		✓
600	B		✓
800	B	✓	
900	B	✓	
1000	A		✓

² 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.

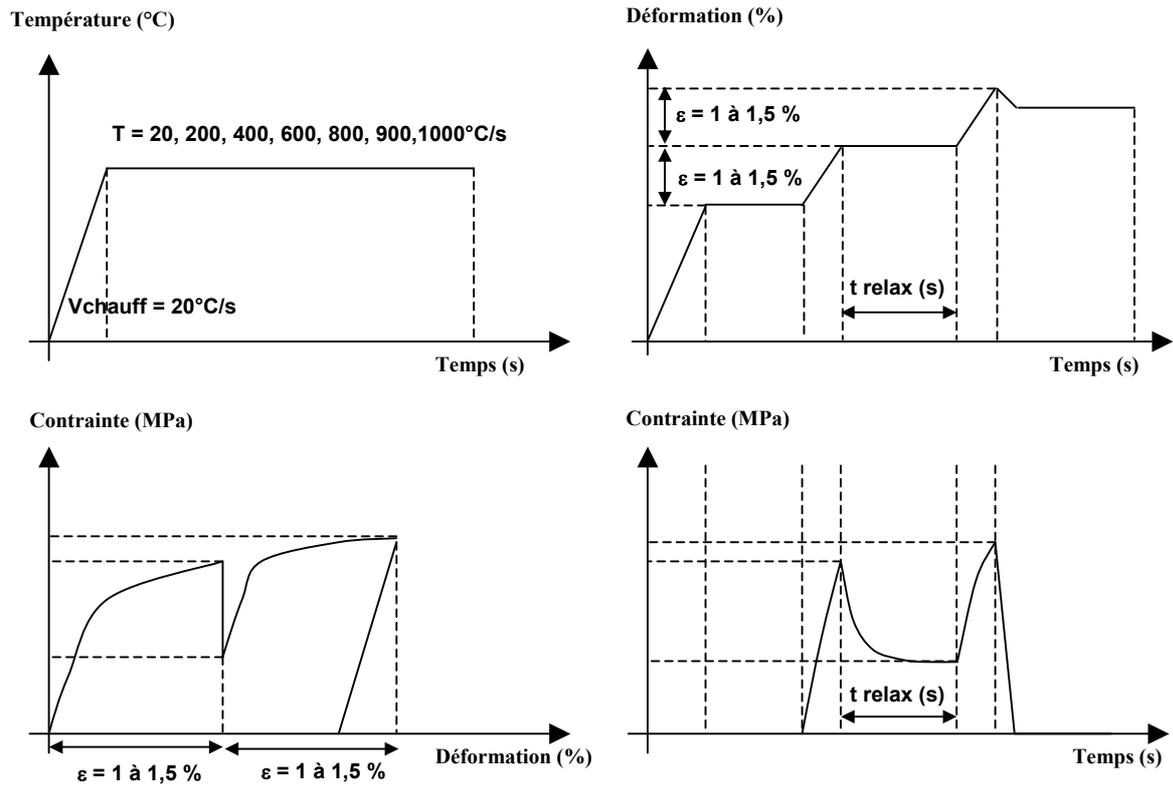


Figure 5-11 : Procédure de réalisation des essais de relaxation-écrouissage

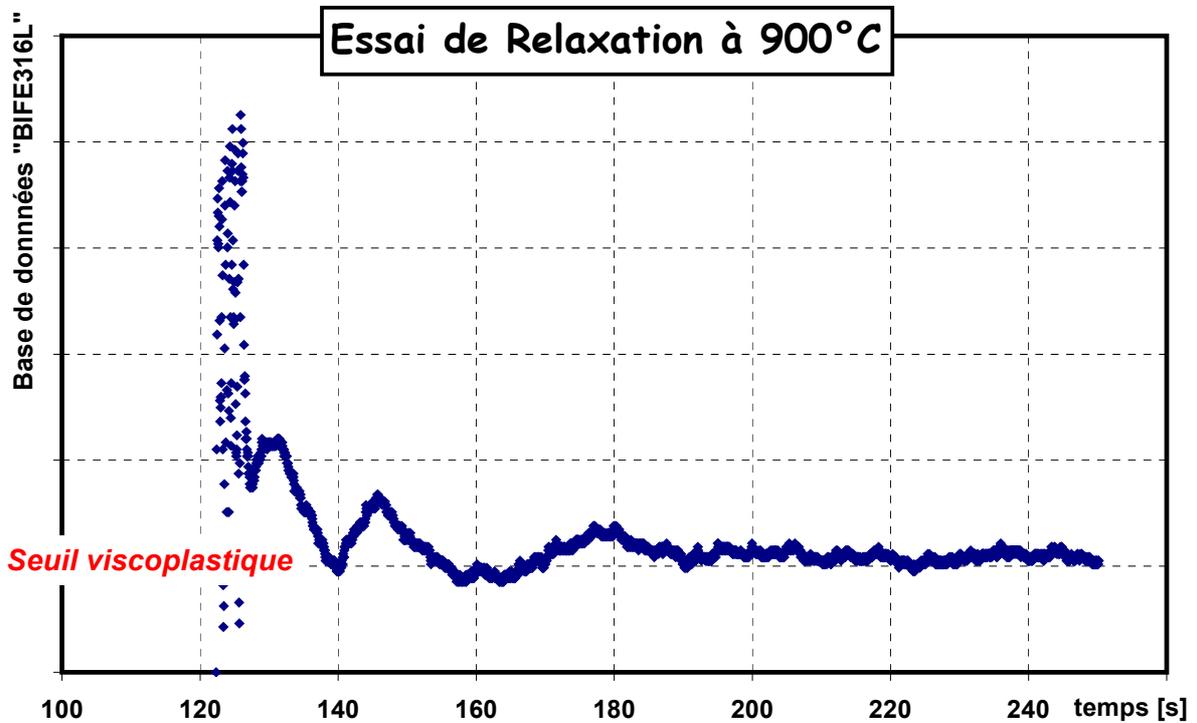


Figure 5-12 : Procédure de réalisation des essais de relaxation-écrouissage

5.5.4 Essais de Fluage

L'acier 316L est sensible au fluage, particulièrement pour des températures supérieures à 500-600°C où ces effets peuvent devenir importants. Le fluage est la déformation au cours du temps $\varepsilon(t)$ qui suit la déformation instantanée ε_0 lorsqu'on maintient la contrainte appliquée σ constante. Il peut comprendre des parties élastiques, visqueuses et plastiques ([Lemaitre]).

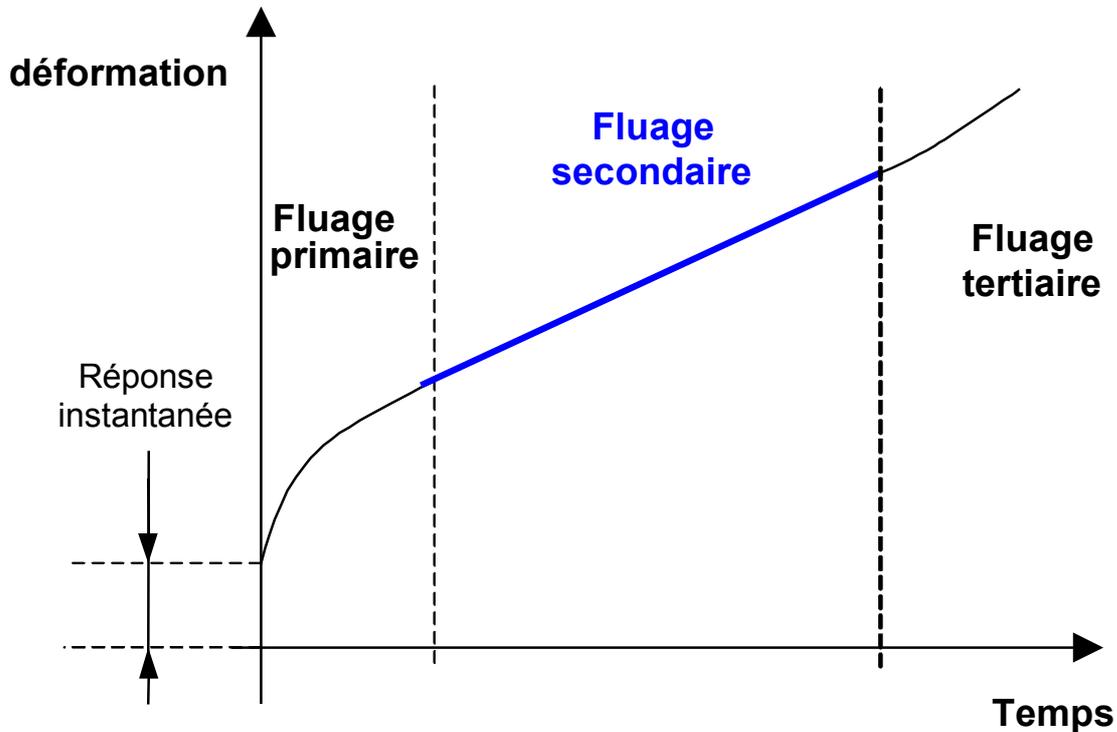


Figure 5-13: Les différentes étapes du fluage

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

- Le fluage primaire–transitoire ou parabolique, durant lequel l'écroutissement 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 et à des phénomènes d'endommagement qui réduisent progressivement la résistance du matériau.

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'érouissage relaxation, en particulier les valeurs de seuil d'écoulement visqueux.

5.5.4.1 Procédure de fluage

Comme pour les tests de relaxation, pour une température désirée constante, la contrainte est appliquée et maintenue (Cf. Figure 5-14).

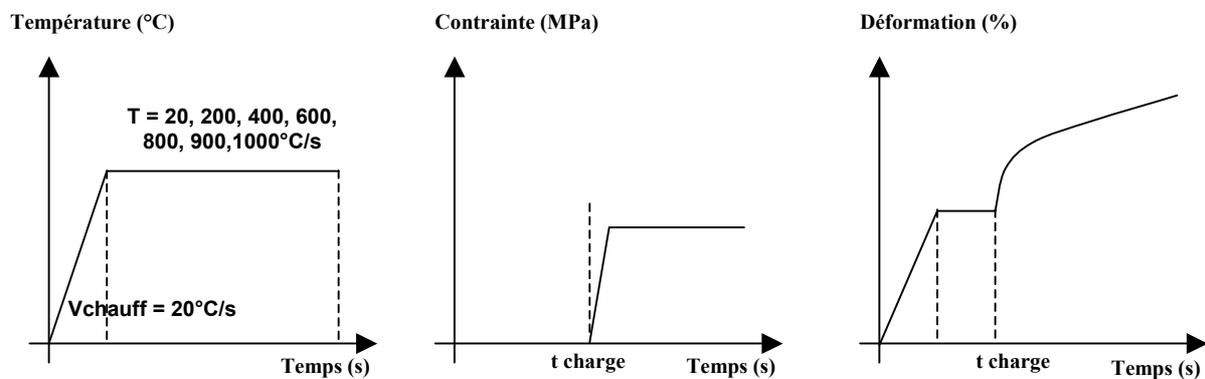


Figure 5-14 : Procédure de réalisation des essais de fluage

5.5.4.2 Essais réalisés

Les tests de fluages effectués sont récapitulés dans le *Tableau 5-3*.

Tableau 5-3 : Essais de fluage

Température [°C]	σ_1 [MPa]	σ_2 [MPa]	σ_3 [MPa]	σ_4 [MPa]
600	216	246	270	
700	135	182	210	
800	79	111	126	138
900	39	63		

5.5.4.3 Résultats des essais de fluage

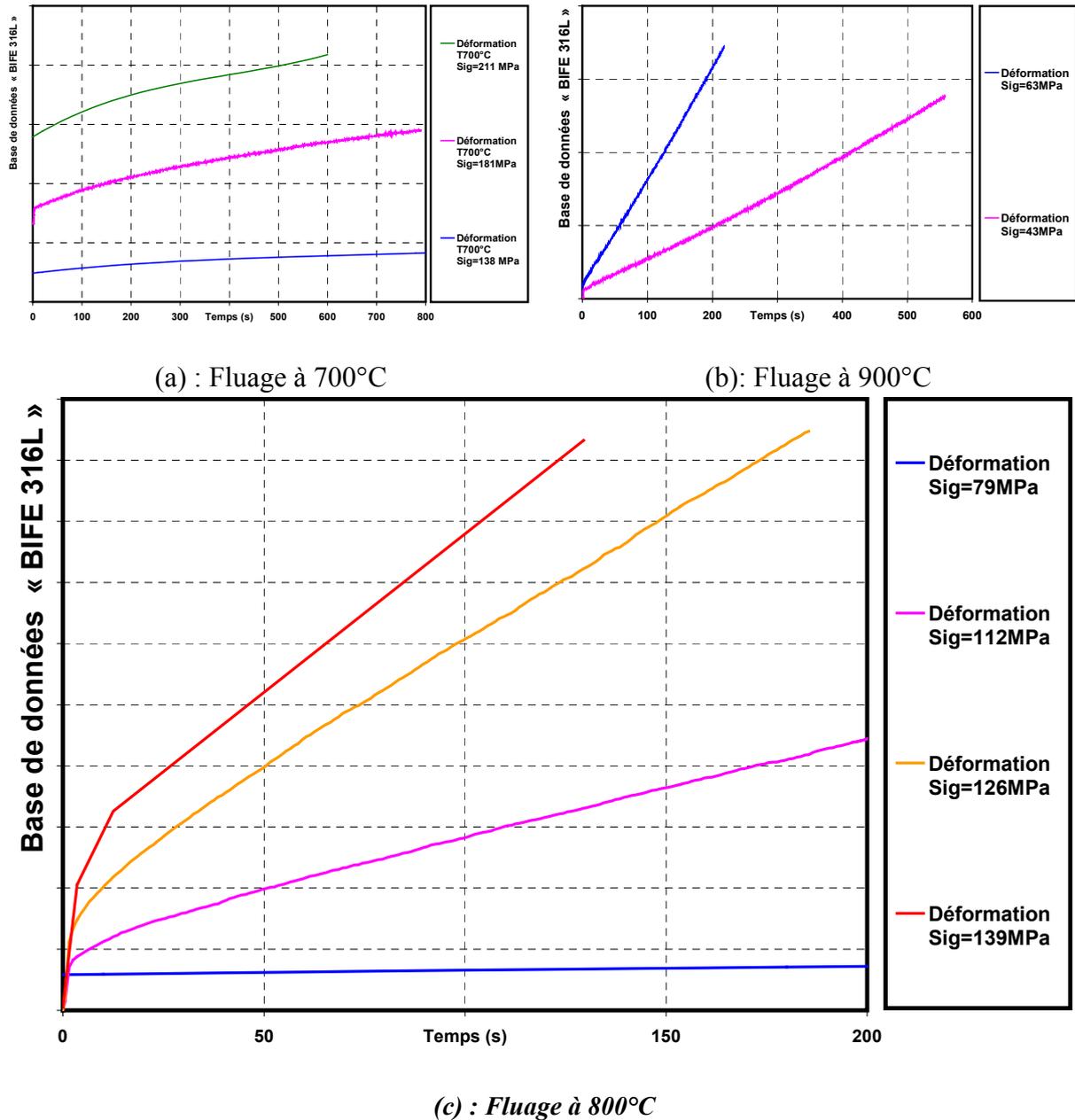


Figure 5-15 : Essais de fluage

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. La Figure 5-15 donne les résultats d'essais de fluage pour les températures 700, 800 et 900°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 (Cf. Figure 5-15(c)).
- A 900 °C, même pour des sollicitations faibles, l'influence du fluage est élevée. La déformation après quelques secondes est très importante (Cf. Figure 5-15(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.

5.6 IDENTIFICATION DES CARACTERISTIQUES VISCOPLASTIQUES

5.6.1 Choix du modèle visqueux

Dans le logiciel 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 ([Razakanaivo], [Waeckel 2]), implanté dans le logiciel Code_Aster. Ce modèle de type Norton, est relativement classique, et couvre une large gamme de comportement mécanique, puisqu'il peut être dégénéré en modèle purement élasto-plastique à basse température, et en modèle type fluide visqueux newtonien à haute température (Cf. Figure 5-16).

Modèle fluide :

$$\dot{\epsilon}^{vp} = \frac{3}{2} \frac{\sigma_{eq}}{\eta}$$

Modèle élastoplastique :

$$\dot{\epsilon}^p = \frac{3}{2} \cdot \dot{p} \frac{\underline{S} - \underline{X}}{(\sigma - X)_{eq}} = \dot{\epsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{A} - \dot{\epsilon}^{th}$$

Modèle type Norton :

$$\dot{\epsilon}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \dot{p} \frac{\underline{S} - \underline{X}}{(\sigma - X)_{eq}}$$

$$\dot{p} = \left(\frac{\langle f \rangle}{\eta} \right)^n$$

avec : $f = (\sigma - X) - \sigma_s$

Figure 5-16: modèle viscoplastique utilisé

Ce modèle à écrouissage isotrope additif considère un domaine élastique et un écoulement viscoplastique qui n'a lieu qu'à partir d'un seuil σ_s . Les hypothèses classiques d'incompressibilité et d'isotropie sont adoptées à ce modèle. Ce qui se ramène alors au cas d'un matériau viscoplastique obéissant au critère de Von Mises et on a :



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

Équation 5-1 (a), (b)

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

Équation 5-2

Avec :

$\dot{\epsilon}^{vp}$: Tenseur taux de déformation viscoplastique

S_{ij} : Tenseur déviateur des contraintes.

σ^{VM} : Contrainte équivalente au sens de Von Mises.

P : Déformation plastique cumulée.

σ_s : Seuil viscoplastique dépendant de la température.

η, n, C, m : Coefficients de viscosité du matériau fonctions de la température.

Remarque : l'écriture du modèle entre dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles avec variables internes. En effet un pseudo-potential de dissipation ϕ peut être défini de

la façon suivante :

$$\begin{cases} \dot{\epsilon}^{vp} = \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} \\ \dot{V}_k = -\frac{\partial \phi}{\partial A_k} \end{cases}$$

Avec V_k et A_k : variables internes et forces thermodynamiques associées.

On peut alors écrire ϕ en une somme d'un potentiel $\phi_{vp} (< f >)$ associé à l'écoulement viscoplastique et d'un potentiel $\phi_r (R, r, T)$ associé au phénomène de restauration d'écroutissage qu'on peut par exemple écrire :

$$\begin{cases} \phi_{tot} = \phi_{vp} + \phi_r \\ \phi_{vp} = \frac{\eta}{n+1} \left(\frac{\langle \sigma^{VM} - R - \sigma_s \rangle}{\eta} \right) \& \phi_r = \frac{1}{m+1} \left(\frac{C}{R_0} \right)^m R^{m+1} \end{cases}$$

de telle sorte que :

$$\begin{cases} \dot{\epsilon}^{vp} = \frac{\partial \phi_{tot}}{\partial \sigma} = \frac{\partial \phi_{vp}}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{S}{\sigma^{VM}} \\ \dot{r} = -\frac{\partial \phi_{tot}}{\partial R} = -\frac{\partial \phi_{vp}}{\partial R} - \frac{\partial \phi_r}{\partial R} = \dot{p} - (Cr)^m \end{cases}$$

On voit ainsi clairement apparaître, dans l'évolution de r , l'écroutissage dû à la définition plastique et effet de la restauration.

Dans le cas des basses températures ($T < T_f/3$), le comportement est élasto-plastique instantané. Pour s'affranchir des problèmes numériques que peut poser la prise en compte de η et C nuls (pour annuler la viscosité), on réécrit l'équation sous la forme :

$$f - \eta \cdot \dot{p}^{1/n} \leq 0 \quad \text{Équation 5-3}$$

En comportement purement plastique et en faisant tendre $\eta \rightarrow 0$ (viscosité négligée) pour les faibles températures l'Équation 5-3 est alors réduite à : $f = \sigma^{VM} - R - \sigma_s(T) \leq 0$. σ_s correspond alors à la définition classique de la limite élastique. 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 ($T > T_f$) on a :
$$\begin{cases} R \rightarrow 0 \\ \sigma_s \rightarrow 0 \end{cases}$$

Si on prend $n \rightarrow 1$, le modèle de comportement dégénère alors en un modèle de type fluide visqueux newtonien $\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \frac{S_{ij}}{\eta}$ de viscosité η .

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} s^{-1} à 10^{-8} s^{-1} (saturation des effets visqueux pour des vitesses très élevées ou très faibles, ce qui nécessiterait d'introduire une dépendance des coefficients η et n en fonction de la contrainte [Razakanaivo]).

5.6.2 Coefficients à identifier

Ce modèle implanté dans le logiciel Code_Aster 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, η et n , et deux coefficients de restauration visqueuse de l'écrouissage, C et m (Cf. Équation 14-1 à Équation 14-3)). Afin d'identifier ces paramètres, nous utilisons les essais d'écrouissage-relaxation et les essais de fluage, selon la procédure indiquée ci-dessous.

5.6.2.1 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. Figure 5-12). 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 (Cf. Figure 5-17) :

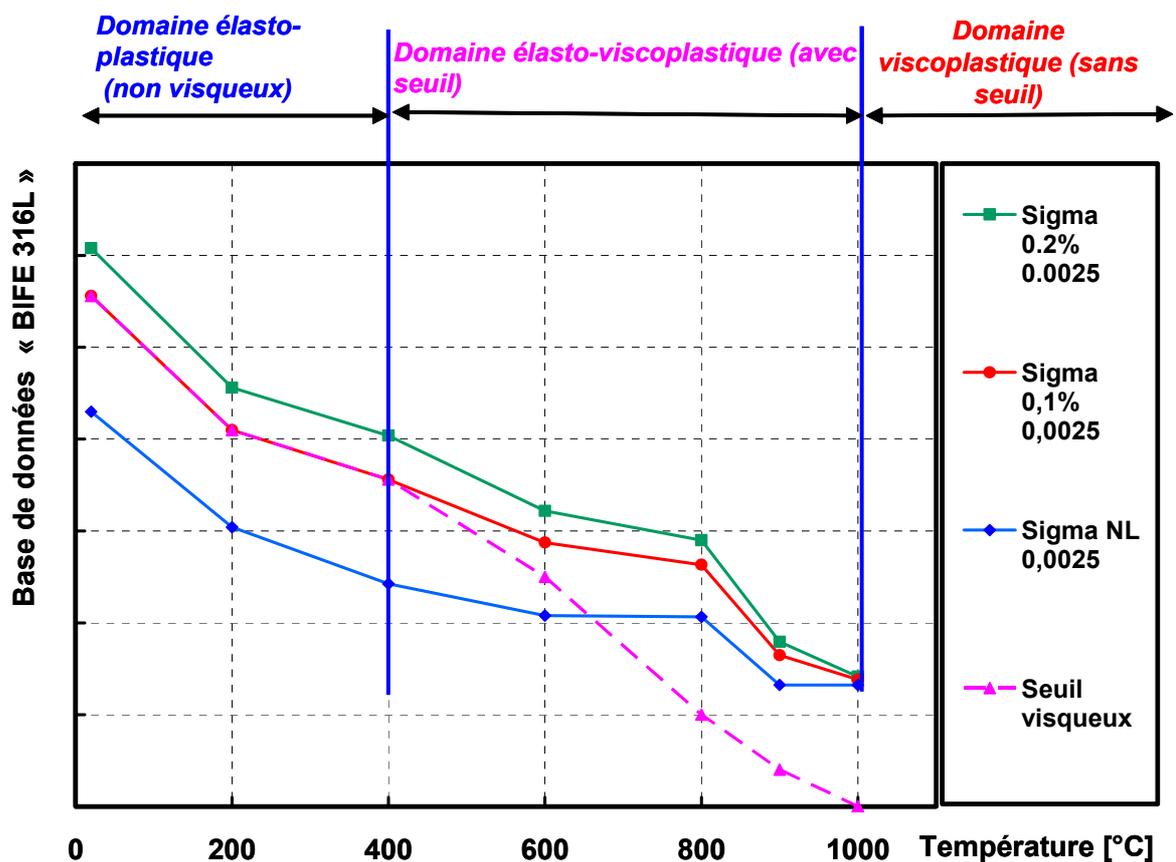


Figure 5-17 : Évolution en fonction de la température des limites conventionnelles d'élasticités à 0,2% (Sigma 0,2%), à 0,1% (Sigma 0,1%), sur la limite de non linéarité contrainte-déformation (Sigma NL) et du seuil d'écoulement viscoplastique.

- Dans le domaine élasto-plastique, c'est-à-dire de 20 °C jusqu'à 400 °C, le seuil d'écoulement σ_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 400°C ($\eta = 0$ dans Équation 14-3).
- Entre 400°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.

5.6.2.2 Restauration d'écrouissage

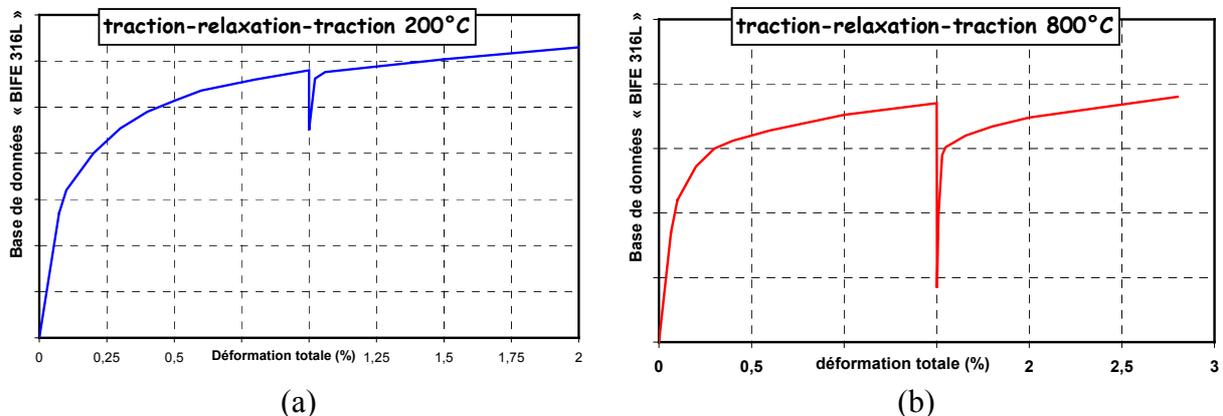


Figure 5-18 : (a) : Essais d'écrouissage-relaxation à 200°C (lissage de $T_b200^\circ\text{C}$) : relaxation à 1% de déformation totale pendant 1000s ; (b) Essais d'écrouissage-relaxation à 800°C (lissage de $T_b800^\circ\text{C}$) : relaxation à 1,5% de déformation totale pendant 500s

Après relaxation, lors de la remise en charge, il est possible d'observer l'effet d'une éventuelle restauration visqueuse de l'écrouissage (Cf. [Depradeux]) :

- 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 (Cf. Figure 5-18 (b)). 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 14-2, 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'écroutissage-relaxation-écroutissage.

5.6.2.3 Identification des paramètres du fluage

Dans le cas du modèle implanté dans le logiciel Code_Aster, la contrainte appliquée lors du fluage s'écrit, en uniaxial (Cf. **Équation 14-1** (b)) :

$$\sigma_{appl} = \eta(\dot{\varepsilon}^{vp})^{1/n} + R + \sigma_s \quad \text{Équation 5-4}$$

avec :

$$R = R_0 \cdot r \text{ et } \dot{r} = \dot{p} - (C \cdot r)^m \quad \text{Équation 5-5 (a),(b)}$$

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

$$\dot{r} = \dot{\varepsilon} - (C \cdot r)^m = 0 \text{ soit } r = (1/C) \cdot (\dot{\varepsilon})^{1/m} \quad \text{Équation 5-6 (a),(b)}$$

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

$$r = (1/C) \cdot (A)^{1/m} \quad \text{Équation 5-7}$$

Soit, en remplaçant r par cette valeur dans l'**Équation 5-1** (b) :

$$\sigma_{appl} = \eta(A)^{1/n} + R_0 \frac{1}{C} (A)^{1/m} + \sigma_s \quad \text{Équation 5-8}$$

Dans cette équation apparaissent les 4 inconnues ; η , n, C et m, si on considère que σ_s (seuil d'écoulement visqueux) a été déterminé par les essais de relaxations (Cf. Figure 5-18).

5.6.2.4 Procédure finale d'identification des paramètres visqueux

Les données des quatre couples expérimentaux (σ_i et $\dot{\varepsilon}_i^\infty$) injectées dans l'**Équation 14-8** ci-dessus décrivant le fluage secondaire, permettent d'écrire un système à quatre équations et quatre inconnues :

$$\left\{ \begin{array}{l} 0 = \sigma_1 - \left[\eta \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_1^\infty}{\underline{\varepsilon}_1} \right)^{1/n} + \frac{R_0}{C} \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_1^\infty}{\underline{\varepsilon}_1} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_2 - \left[\eta \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_2^\infty}{\underline{\varepsilon}_2} \right)^{1/n} + \frac{R_0}{C} \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_2^\infty}{\underline{\varepsilon}_2} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_3 - \left[\eta \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_3^\infty}{\underline{\varepsilon}_3} \right)^{1/n} + \frac{R_0}{C} \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_3^\infty}{\underline{\varepsilon}_3} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_4 - \left[\eta \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_4^\infty}{\underline{\varepsilon}_4} \right)^{1/n} + \frac{R_0}{C} \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}_4^\infty}{\underline{\varepsilon}_4} \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \end{array} \right. \quad \text{Équation 5-9}$$

La résolution de ce système, qui peut s'écrire sous la forme $f(X) = 0$, consiste à trouver le vecteur X qui satisfait cette équation vectorielle. Cette résolution peut se faire par la méthode itérative de Newton. Cette méthode consiste à résoudre de façon itérative l'équation:

$$X^{i+1} = X^i - Df(X^i)^{-1} \cdot f(X^i)$$

Pour cela il faut considérer les paramètres inconnus η , n , C et m dans le vecteur X^i :

$$X^i = \begin{pmatrix} X^1 \\ X^2 \\ X^3 \\ X^4 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \eta \\ 1/n \\ 1/C \\ 1/m \end{pmatrix}$$

Cette méthode n'a pourtant pas été utilisée. En effet, pour déterminer les paramètres de manière itérative, il faut avoir à chaque température quatre courbes de fluage pour avoir quatre équations. 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.

En pratique, nous avons procédé différemment pour obtenir les paramètres :

Dans un premier temps, les coefficients n et η ont été déterminés à partir des courbes de traction : les courbes de traction pour les deux vitesses ont été simulées avec le logiciel Code_Aster, en supposant que lors de la traction la restauration visqueuse d'écrouissage n'intervient pas. Les couples (n, η) 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 η sont ensuite affinées à partir de la simulation du début des courbes de relaxation.

Lorsque les valeurs de n et η sont fixées, on utilise les équations de fluage secondaire écrites plus haut (Cf. **Équation 14-8**) : on cherche les valeurs de C et m qui minimisent ces équations. A l'issue de cette détermination des quatre valeurs n , η , C et m , celles-ci sont corrigées avec la simulation des essais de relaxation et de traction-relaxation-traction (**[Depradeux]**).

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 (Cf. Figure 5-19) 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.

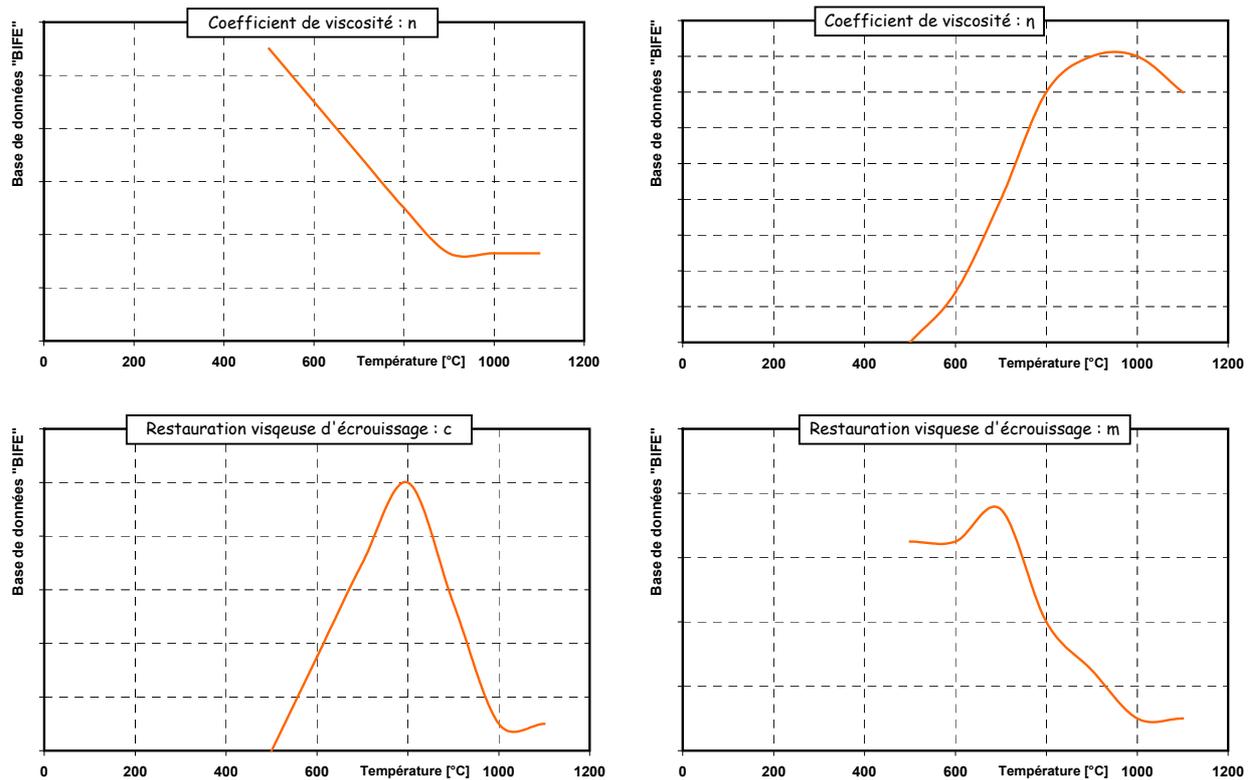


Figure 5-19 : Base données "BIFE316L" - Calage des paramètres visqueux

5.6.3 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'écoulement). 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 η du métal fondu est de l'ordre de celle de l'eau (de l'ordre de 10-18 MPa pour le fer pur), en pratique on se limite à 10 MPa.

5.6.4 Effets d'un traitement thermique libre préalable

Nous avons vu qu'un traitement thermique libre préalable effectué sur les éprouvettes modifiait leur comportement mécanique, essentiellement la forme de la courbe de traction dans le domaine plastique. Il est clair que ce traitement thermique libre préalable est susceptible d'influencer également le comportement viscoplastique. Toutefois, nous supposons que ces coefficients de viscosité restent valables, même après un traitement thermique libre préalable.

5.7 BASE DE DONNEES « *BIFE*_{316L} »

Les résultats de ces différentes campagnes d'essais sont rassemblés dans une base de données « *BIFE*_{316L} » [EL-Ahmar 8], co-propriété entre AREVA – EDF – BCCN – INSA. L'accès à ces données est conditionné par une convention gérée par INSAVALOR.

« Simuler pour comprendre »

Chapitre III : Robustesse de la solution thermique

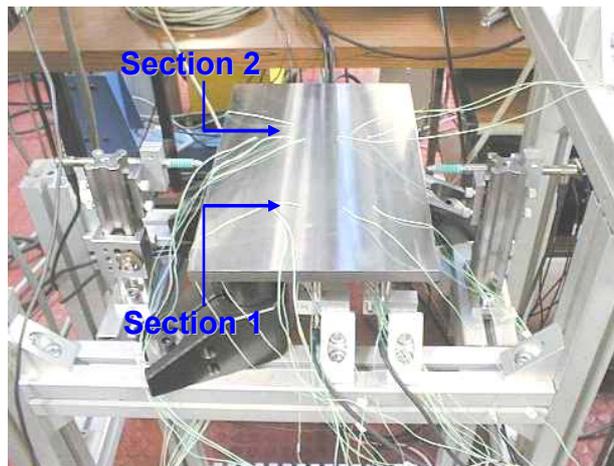
6 SOLUTION REPRESENTATIVE THERMIQUE

Le cas test considéré dans ce chapitre est le test INZAT3 [Depradeux], qui consiste en la création d'une ligne de fusion non traversante, sur une plaque en acier 316L, de 10mm d'épaisseur. Une seule passe est pratiquée, en utilisant le procédé TIG, sans métal d'apport. Cet essai a été effectué au laboratoire UTA du CEA Saclay en collaboration avec l'INSA-LYON.

La plaque repose sur trois points d'appui en face inférieure. Des mesures de températures sont effectuées par thermocouples, en face supérieure et inférieure, pour deux sections droites perpendiculaires à l'avancée de la soudure. De même, des mesures du comportement mécanique sont réalisées soient en cours de l'opération de soudage, soient en situation post mortem. Enfin, des coupes macrographiques de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement sont effectuées.

Le dispositif expérimental est présenté par la Figure 6-1.

Les détails relatifs au dispositif d'essais, aux mesures effectuées et les résultats expérimentaux sont présentés en annexe 14.2.



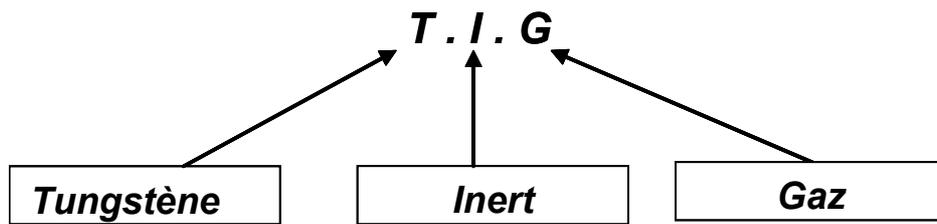
(a) Avant création de la ligne de fusion



(b) Fin d'essai

Figure 6-1 : Vue de la plaque ; face supérieure

6.1 PROCÉDE TIG (SOUDAGE A L'ARC)



Le procédé T.I.G est un procédé très utilisé en assemblage par fusion. L'électrode n'est pas censée fondre, ce qui exige qu'elle soit faite d'un métal ayant une température de fusion très élevée. Le tungstène est souvent utilisé, d'où le nom. Le métal d'apport est fourni par une source externe et le gaz protecteur est souvent l'argon, parfois avec des additions de hélium ou d'Hydrogène qui augmente la puissance de l'arc. Le procédé est schématisé en Figure 6-2. L'électrode en tungstène est améliorée avec quelques additions, notamment 1 à 2% de thorium (contre l'usure, pour faciliter l'amorçage et augmenter l'intensité) et 0.3 à 0.5% de zirconium (pour des électrodes sous courant alternatif).

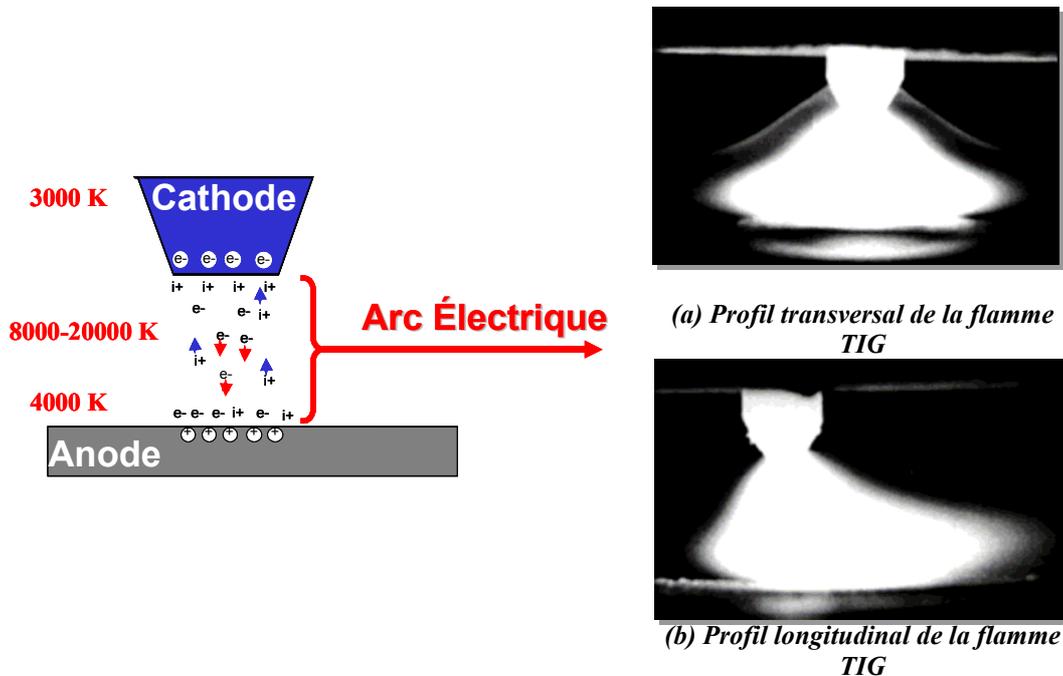


Figure 6-2 : La flamme TIG

En général, l'électrode en tungstène est liée à la borne négative d'un générateur de caractéristique plongeante afin d'éviter sa désagrégation.

Le métal d'apport pour le procédé T.I.G. doit être d'une pureté élevée et les pièces à souder doivent être nettoyées de toute contamination. L'électrode étant protégée par un nuage de gaz conducteur, l'énergie émise sera distribuée dans le volume du nuage et devient responsable de la faible pénétration du bain fondu. Pour cette raison, le procédé T.I.G. est surtout appliqué pour souder des tôles de faible épaisseur 5-10 mm car au-delà il nécessite un nombre de passes très important ce qui le rend peu économique pour des épaisseurs importantes.

En revanche, le soudage TIG, permet de grandes vitesses de soudage et produit des soudures de bonne qualité et de bel aspect.

Le soudage à l'arc est une opération d'assemblage où la continuité métallique entre les pièces à souder est assurée par la fusion locale du métal. Cette opération est en fait un traitement thermique très localisé qui donne une structure cristalline dépendante à la fois de la composition chimique et du type de traitement thermique. Cette soudure se décompose en plusieurs zones (Cf. Figure 6-3):

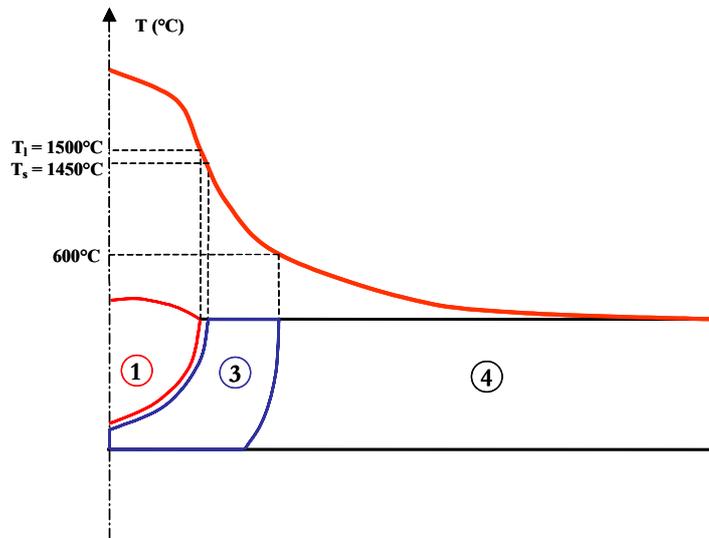


Figure 6-3 : Différentes zones d'un joint soudé en 316L

1. Le bain fondu (ZF) : zone où l'état liquide a été atteint.
2. La zone de liaison : zone d'interface à la frontière de la zone fondue et la zone affectée thermiquement.
3. La zone affectée thermiquement (ZAT) : zone se trouvant en bordure de liaison sur une largeur plus ou moins grande ayant été soumise à une élévation de température au dessus d'un seuil dépendant du matériau, sans être portée à la fusion.
4. Le métal de base : au-delà de la ZAT.

La création de la zone fondue est responsable de la génération des contraintes et des distorsions des structures soudées. Cette zone est analysée en premier afin de l'intégrer dans la modélisation de la structure.

6.2 INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE SUR LE BAIN FONDU

Les aciers inoxydables de type 316L sont constitués d'une matrice austénitique Fer-Chrome-Nickel, c'est-à-dire un réseau d'atomes de fer cubique faces centrées, 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 (soufre, phosphore) sont également présentes en faible quantité.

Pour une même nuance d'inox, le comportement du bain fondu varie 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 double (Cf., [Smith]). 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 qui pilote la convection Marangoni, et donc la taille du bain de fusion.

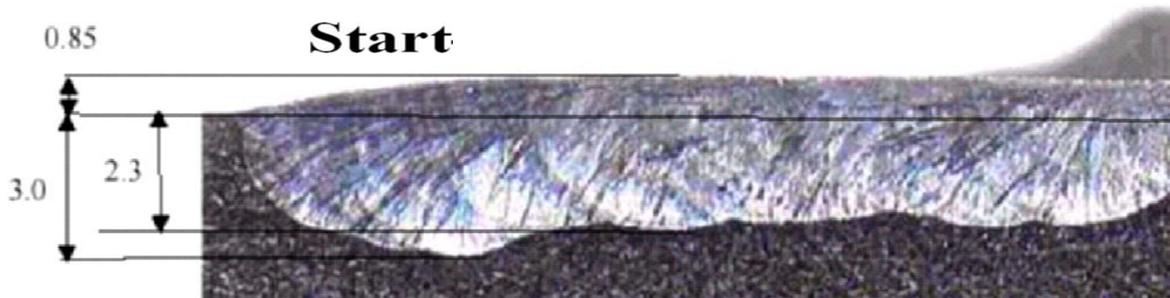


Figure 6-4 : Maquette NeT-TG1- Fluctuations de la pénétration du bain fondu le long du plan de symétrie d'un cordon

6.3 EFFET DE LA CONVECTION MARANGONI SUR LE BAIN FONDU

La création d'une source thermique conduit à la formation d'un mouvement « circulaire » dans le bain liquide, dépendant aussi de la tension de surface, lui-même fonction de sa température. Si le bain fondu est plus chaud au centre qu'en périphérie, la tension de surface σ_2 sera plus élevée que σ_1 . La matière fondue se déplace alors du centre vers l'extérieur. Il y a création de mouvements connus sous le nom d'effet Marangoni, qui est représenté sur la Figure 6-5.

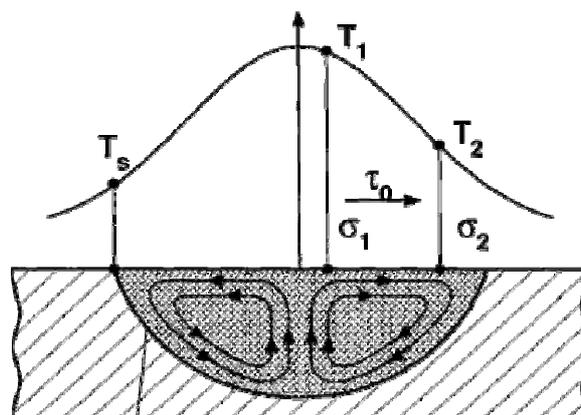


Figure 6-5 : Mouvement de convection dans le bain de matière fondue

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 (soufre, l'oxygène, ...). Avec du fer pur, la circulation du métal se fait de la zone centrale chaude vers les bords de la Zone Fondue, et provoque

un étalement du bain ($\frac{\partial\sigma}{\partial T} < 0$, Cf. Figure 6-6(a)). Les effets de la tension de surface s'opposent alors à ceux des forces magnétiques. Dans le cas où $\frac{\partial\sigma}{\partial T} > 0$, les effets de tension de surface s'ajoutent à ceux des forces magnétiques et creusent le bain fondu comme illustré sur la Figure 6-6(b). Notons de plus que l'inversion du gradient $\frac{\partial\sigma}{\partial T}$ peut survenir en cours de soudage.

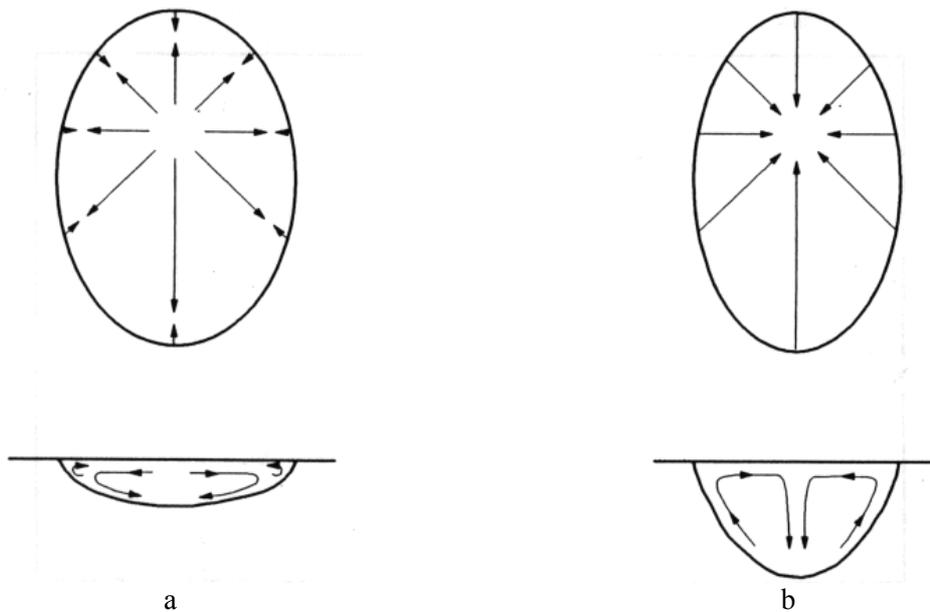


Figure 6-6 : Sens de rotation des écoulements dans un bain de matière fondue

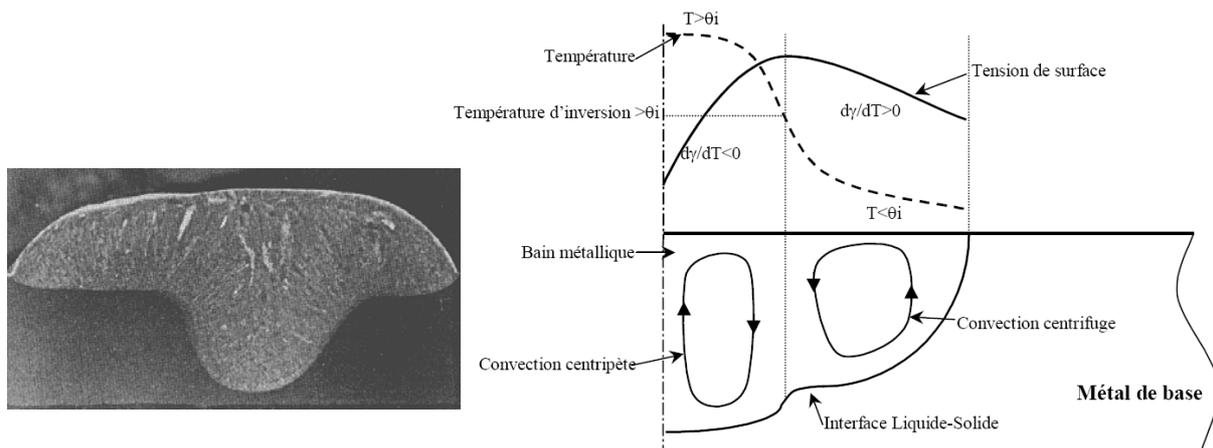


Figure 6-7 : Inversion des courants de tension de surface

Les deux moteurs des effets de Marangoni sont:

- La présence d'un gradient de température en surface,
- L'existence d'un gradient de concentration issu d'une hétérogénéité dans la distribution des impuretés au sein du liquide.

Le gradient de tension de surface décroît avec l'augmentation de la température jusqu'à un seuil (variable suivant la concentration de l'élément tensioactif). Il existe pourtant une concentration et une température critique au-delà desquelles le gradient thermique de tension de surface devient positif inversant le sens des écoulements de Marangoni (Cf. Figure 6-7) [Perry].

- √ *Ainsi l'explication que l'on donne pour les fluctuations de la surface du bain fondu le long du plan de symétrie d'un cordon donné est la variabilité des éléments tensio-actifs (pour le 316L : la teneur en soufre). Le rôle des autres éléments, en particulier l'oxygène, ne semble encore pas très clair, l'effet du soufre masquant leur influence.*

6.4 PARAMETRES THERMOPHYSIQUES

Les paramètres thermophysiques (qui dépendent de la température) sont, 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 AREVA donnant la conductivité λ (en W/(m.°C)), la chaleur massique C_p (en J/(kg.°C)) et la masse volumique ρ (en kg/m³) du 316L en fonction de la température. L'enthalpie H à une température donnée T est calculée comme l'intégrale, de 20°C à T , de la chaleur massique (Cf. [Depradeux]).

Tableau 6-1: paramètres thermophysiques en fonction de la température

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

6.5 MODELISATION NUMERIQUE :

Cette partie, limitée à l'approche thermique, a pour but d'obtenir la répartition de température en tout point d'un système soumis à un chargement thermique engendrant de la fusion. Selon le procédé de soudage considéré, et le matériau utilisé, les phénomènes physiques seront bien sûr différents. Dans la suite le cas particulier INZAT3 du soudage de la plaque en acier inoxydable austénitique 316L au moyen du procédé de soudage TIG est considéré, afin de peser l'influence de la variation des données « thermiques » sur les cartes thermiques calculées. La première étape vise à modéliser un équivalent de la Zone Fondue.

La création d'un bain de fusion et l'élévation de température de la pièce résultent de phénomènes thermophysiques extrêmement complexes. Dans le cas du soudage TIG, l'arc électrique et le bain fondu sont le siège de phénomènes thermiques, fluides et électromagnétiques couplés. La modélisation complète de l'ensemble électrode-gaz-arc-zone fondue (et éventuellement métal d'apport) étant un objectif de recherche, nous avons retenu de simplifier l'apport de chaleur. Sa modélisation nécessite une analyse des phénomènes physiques responsables en vue d'envisager certains groupements ; par exemple, la zone fondue peut être représentée par le seul apport de chaleur provenant du plasma de couverture. (Cf. Figure 6-8). Ainsi, un flux de chaleur en surface peut être imposé comme apport de chaleur. Par contre, si les phénomènes thermo-fluides dans la zone fondue ne sont pas modélisés. On peut alors choisir de représenter l'apport de chaleur comme une source de flux volumique qui symbolise la présence de la zone fondue. Par conséquent, cette représentation de l'apport de chaleur dépend de la finesse de la modélisation, et peut compenser la non prise en compte de certains phénomènes (Cf. Figure 6-8, [EL-Ahmar 1]).

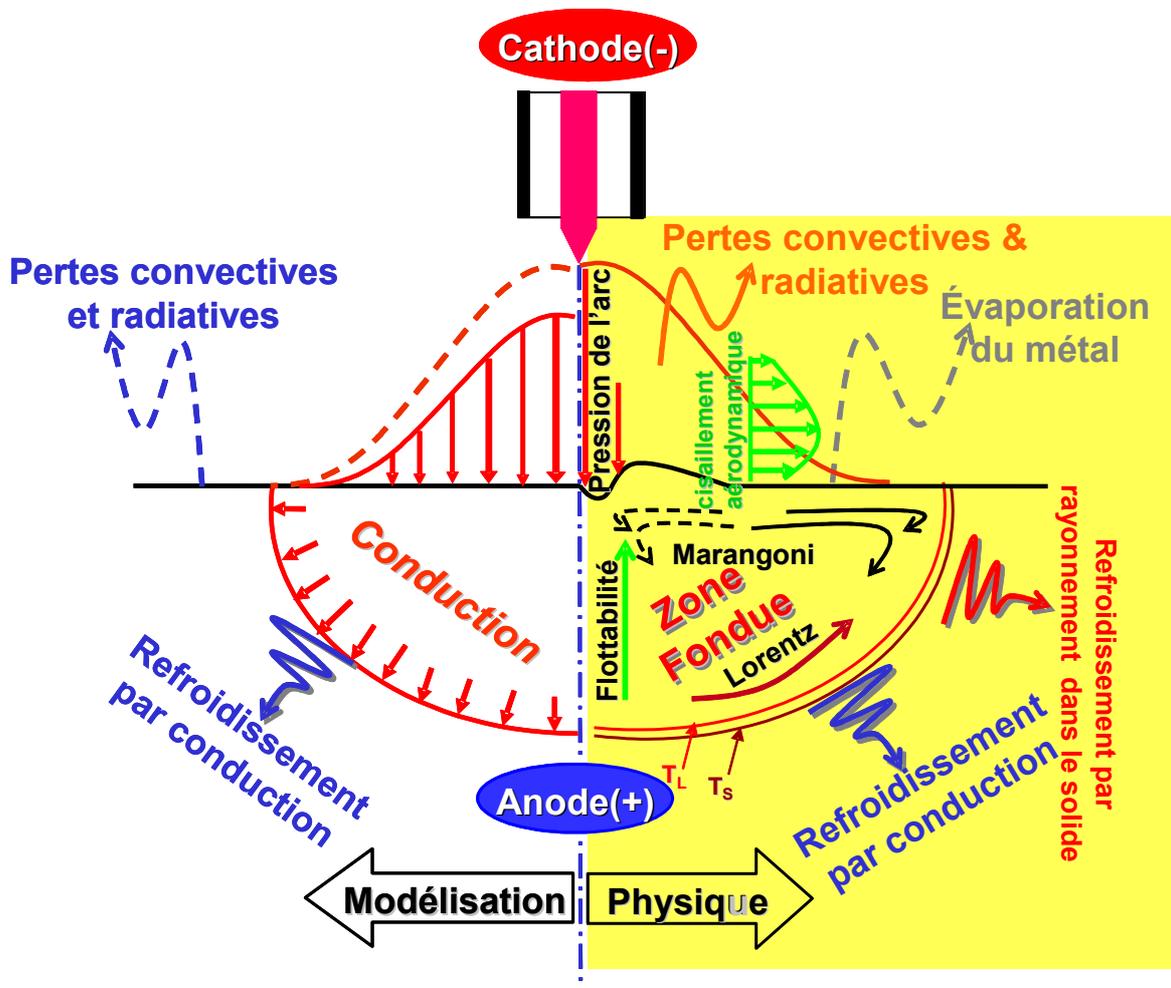


Figure 6-8 : Modélisation thermique du soudage TIG

D'après la littérature l'aspect thermique de soudage TIG des aciers inoxydables tient essentiellement au phénomène de conduction. Il est alors choisi de négliger tous les autres phénomènes de type fluide et électromagnétique au sein du bain fondu, au profit du phénomène de conduction.

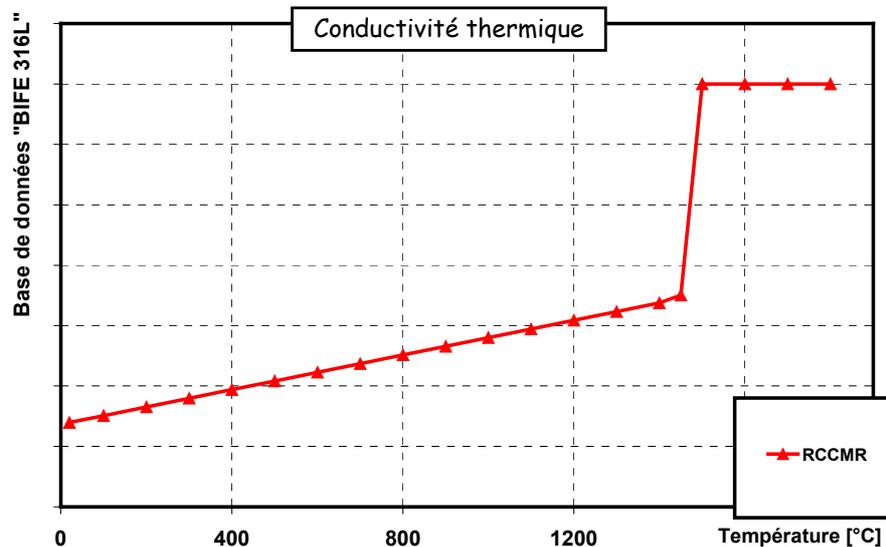


Figure 6-9 : Astuce numérique homogénéisation de bain fondu via la conductivité

Pour assurer une homogénéité thermique dans la zone fondue, un saut artificiel de la conductivité thermique est introduit à partir de la température de fusion du métal. (Cf. Figure 6-9).

- √ *Augmenter la conductivité après fusion a pour but d'homogénéiser les températures dans le bain fondu.*

6.5.1 Modélisation de la vitesse de la source du soudage

Une résolution de l'équation de la chaleur simplifiée a été proposée par Rosenthal dès 1935, puis par Rykhaline, Clyde et Adams. En considérant une source de chaleur ponctuelle q se déplaçant à une vitesse v constante le long d'un axe x , l'équation différentielle de la chaleur s'écrit dans un système de coordonnées « Lagrangien » (x,y,z) :

$$\alpha \left(\frac{\partial T}{\partial x^2} + \frac{\partial T}{\partial y^2} + \frac{\partial T}{\partial z^2} \right) = \frac{\partial T}{\partial t} \quad \text{Équation 6-1}$$

Avec :

T: température ;

t : temps

α : diffusivité thermique (m^2s^{-1}) du matériau $=\lambda/\rho c_p$, avec ;

λ : conductibilité thermique ($Jm^{-3}K^{-1}s^{-1}$)

ρc : capacité calorifique volumique ($Jm^{-3}K^{-1}$)

En régime stationnaire ($\frac{\partial T}{\partial t} = 0$), l'équation précédente devient :

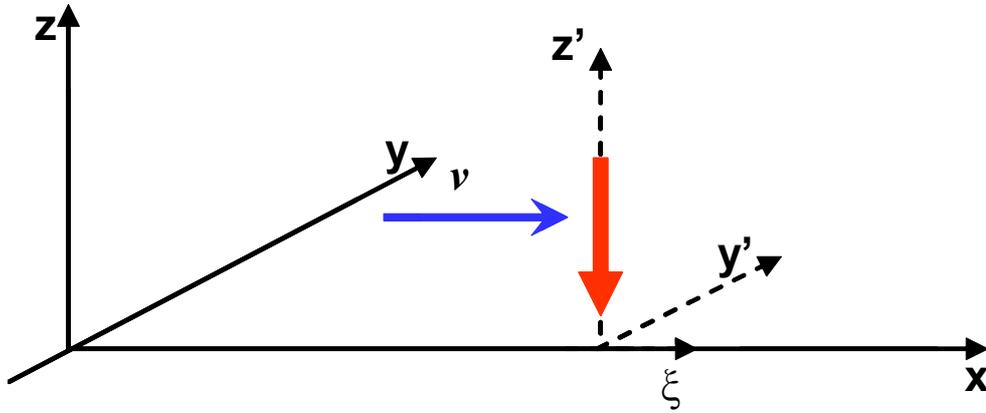


Figure 6-10 : Système de coordonnées mobiles lié à la source

En considérant un système de coordonnées « Eulérien » ($\xi, y'=y, z'=z$) mobile lié à la source, en posant : $\xi=x-vt$ ($t'=t$).

$$\begin{aligned} \frac{\partial T}{\partial x} &= \frac{\partial T}{\partial \xi} \times \frac{\partial \xi}{\partial x} = \frac{\partial T}{\partial \xi} & \Rightarrow & \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 T}{\partial \xi^2} \\ \frac{\partial T}{\partial y} &= \frac{\partial T}{\partial y'} \times \frac{\partial y'}{\partial y} = \frac{\partial T}{\partial y'} & \Rightarrow & \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = \frac{\partial^2 T}{\partial y'^2} \\ \frac{\partial T}{\partial z} &= \frac{\partial T}{\partial z'} \times \frac{\partial z'}{\partial z} = \frac{\partial T}{\partial z'} & \Rightarrow & \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{\partial^2 T}{\partial z'^2} \end{aligned}$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial \xi} \times \frac{\partial \xi}{\partial t} + \frac{\partial T}{\partial t'} \times \frac{\partial t'}{\partial t} = -v \frac{\partial T}{\partial \xi} + \frac{\partial T}{\partial t'}$$

$$\alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y'^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z'^2} \right) = -v \left(\frac{\partial T}{\partial \xi} \right)$$

Équation 6-2

La source de chaleur provenant du soudage peut être introduite comme une fonction à deux paramètres spatio-temporels. Cette technique utilisée pour modéliser la source de chaleur dans le Code_Aster (similaire à la technique des milieux dans SYSWELD).

6.5.2 Formulation thermique

Il existe deux manières de formuler l'équation de chaleur :

1. La formulation en « Capacité calorifique » :

La température de fusion, la capacité thermique subit une discontinuité qui se traduit par la chaleur latente de fusion. Cette discontinuité peut causer des erreurs sur les résultats si jamais la discrétisation du model « manque » la chaleur latente (Cf. Figure 6-11 (a)).

$$\rho.C_p.\frac{\partial T}{\partial t} - \text{div}(k(T).\text{grad}T) = Q \quad \text{Équation 6-3}$$

2. La formulation en « Enthalpie » :

$$\frac{\partial \beta(T)}{\partial t} - \text{div}(k(T).\text{grad}T) = Q \quad \text{Équation 6-4}$$

Pour remédier au problème de discontinuité en formulation « capacité calorifique » on préconise de modéliser le phénomène thermique en utilisant la formulation enthalpique. 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. Les allures caractéristiques de ces fonctions au voisinage du point de fusion, sont illustrées sur la figure suivante :

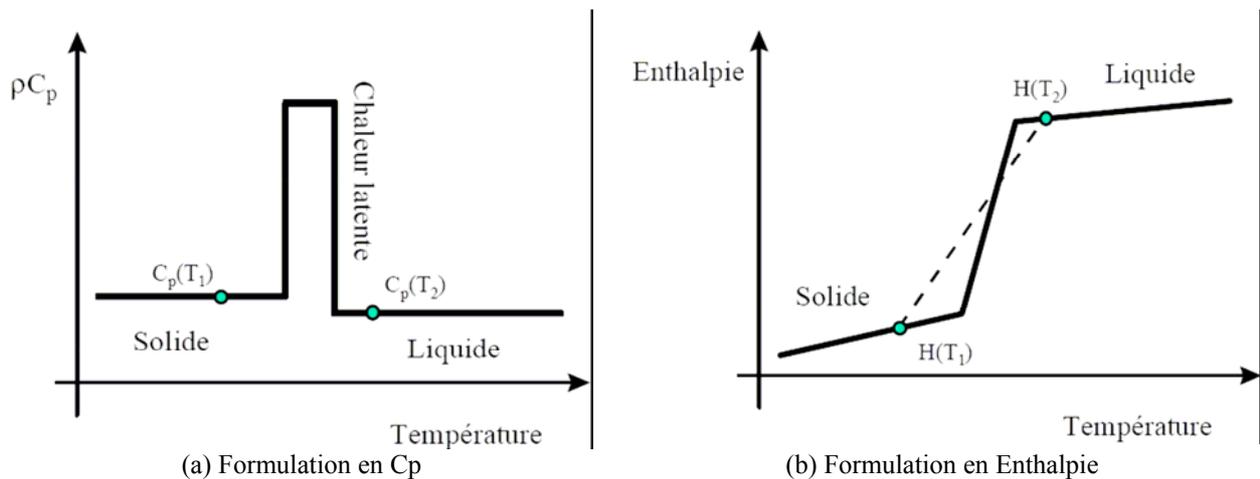


Figure 6-11 : Formulation de l'équation de chaleur dans le volume

La relation entre l'enthalpie et la capacité calorifique est donnée par l'Équation 6-5.

$$\beta(T) = \int_{T_0}^T \rho.C_p \, dT \quad \text{Équation 6-5}$$

Au cours d'une itération, soit parce que le transitoire thermique est violent, soit parce que la plage de changement de phase est très petite (corps pur), les deux itérations successives de la température peuvent se situer de part et d'autre de la discontinuité. L'évaluation de la pente de la fonction enthalpie au voisinage du point de fusion sera faussée si on considère $C_p(T_1)$ ou $C_p(T_2)$ ou une moyenne pondérée des deux. En revanche, la pente de la droite en pointillés de la Figure 6-11 (b) est toujours une approximation correcte de $d\beta/dT$ au point de fusion.

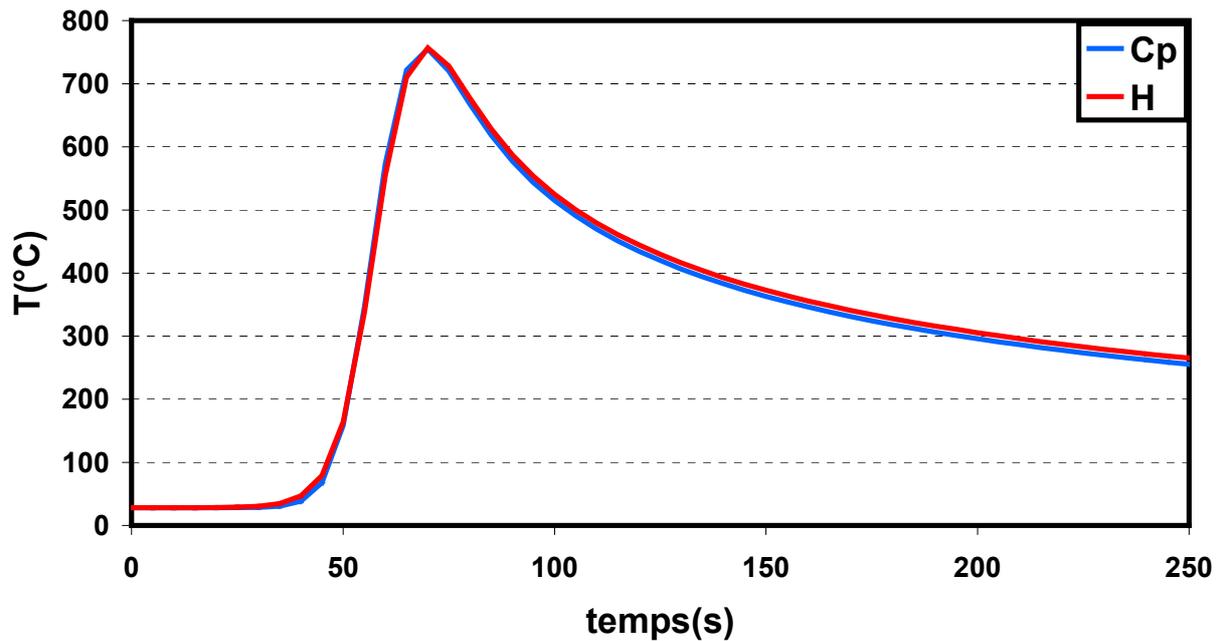


Figure 6-12 : Comparaison entre la formulation thermique en enthalpie et celle en capacité calorifique

- √ *La Figure 6-12 montre qu'il n'y a pas de différence entre la modélisation en formulation thermique enthalpique et celle en capacité calorifique si notre discrétisation est assez fine. Mais on préconise l'utilisation de la formulation thermique enthalpique pour la raison précédemment évoquée.*

6.5.3 Définition de la source de chaleur

La source de chaleur modélisée doit être définie de sorte que la répartition dans l'espace et dans le temps de l'énergie reproduise l'évolution spatio-temporelle du champ thermique obtenu lors de la réalisation des essais.

Deux possibilités sont offertes :

- i. Soit on applique une histoire de température sur une partie du maillage ; technique peu recommandée pour les raisons suivantes :
 - a. Difficulté de mesurer avec suffisamment de précision les températures dans la zone fondue, engendrées par l'opération de soudage.
 - b. Difficulté d'équilibrer l'énergie injectée dans un test et celle intégrée sur la maquette numérique.
- ii. Soit on applique un flux thermique fonction du temps sur une partie du maillage ; la cohérence entre l'énergie injectée et celle calculée est plus sûre, ce qui conduit à retenir cette technique.

6.5.4 Modélisation du flux de chaleur

Rappelons que la maquette INZA3 consiste en la création d'une ligne de fusion au centre d'une plaque en acier 316L non chanfreinée, au moyen du procédé TIG, sans métal d'apport. Les conditions géométriques de la plaque et les conditions de soudage (une seule passe de soudage avec un déplacement de la torche à vitesse constante, suivant l'axe médian de la plaque).

Des modèles de sources (volumique, surfacique, gaussienne, doubles ellipsoïdes, etc. ...) ont été proposés dans la littérature, mais généralement ces modèles sont définis avec plusieurs paramètres et mènent à une infinité de solutions (Cf. Figure 6-13). L'objectif de l'analyse de la robustesse conduit à rechercher des sources à un seul paramètre telle que la gaussienne finie et la conique.

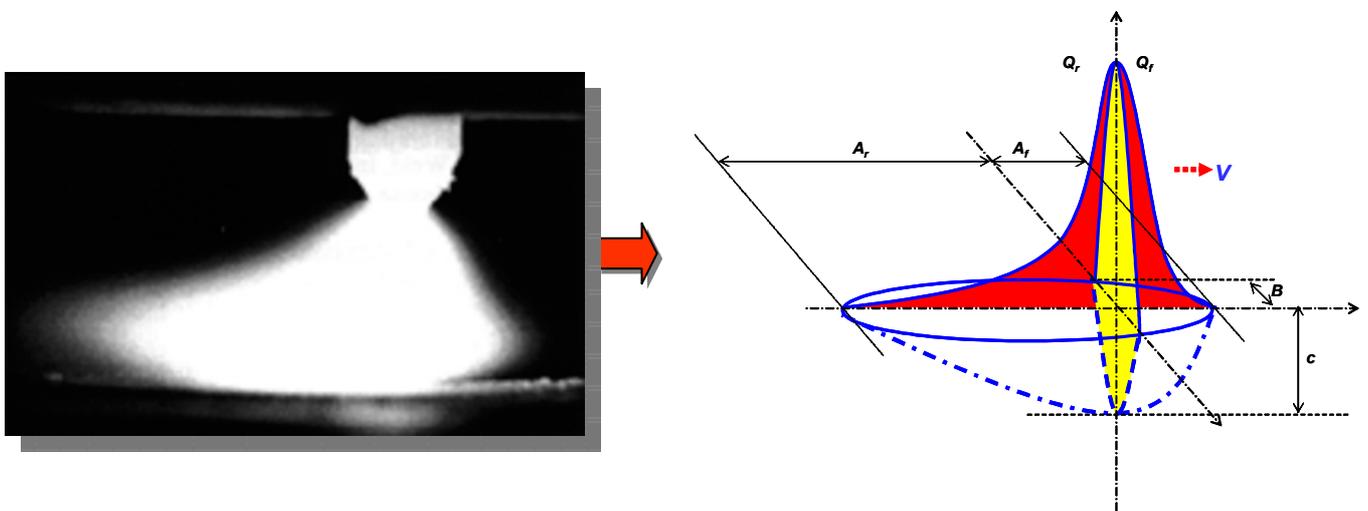


Figure 6-13 : La modélisation du flux la plus utilisée dans la littérature [Goldak]

A ce stade, le problème qui survient est celui du choix du volume dans lequel cette source de chaleur doit être appliquée : faut-il l'appliquer dans le volume correspondant au métal déposé, ou bien dans celui correspondant au métal fondu ?

De simples raisons pratiques ont conduit à choisir le volume du métal déposé. En effet, choisir le métal fondu aurait nécessité de mailler précisément la forme du bain fondu en utilisant les macrographies. Ceci entraînerait une augmentation drastique du nombre d'éléments et une complication du maillage.

- √ *Nota sur l'analyse entre une modélisation de source gaussienne volumique et une source gaussienne surfacique, pour le seul paramètre de volume de la source : il n'y a pas d'effet sensible sur les cartes thermiques, en revanche un faible effet sur la géométrie du bain fondu est constaté.*

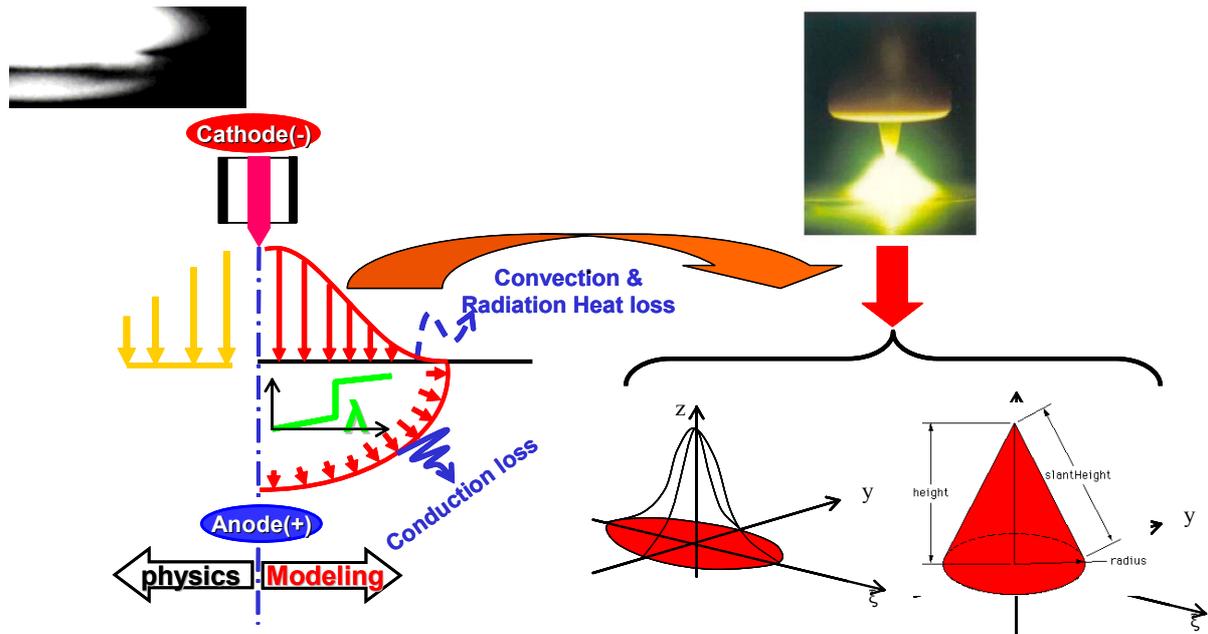


Figure 6-14 : Modèles statiques du flux

Des sources surfaciques ont été utilisées pour la modélisation thermique du cas test INZAT 3, reste la représentation géométrique de cette source.

Pour tester l'influence de la modélisation mathématique du flux sur les résultats thermiques, deux types de modèles ont été analysés :

- Des modélisations proches de la réalité physique comme la source gaussienne et la source conique (voir Figure 6-14).
- Des modélisations « dégradées » de géométries de source définies par un seul paramètre.

Après calage de la source par un calcul quasi-stationnaire, le calcul transitoire tridimensionnel est effectué. La source de chaleur se déplace le long de l'axe X, en s'allumant et en s'éteignant à 5mm 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 dans la base « *BIFE_{316L}* ».

La dégradation des distributions de flux est telle qu'elle permet de prendre en compte d'autres simplifications issues de la modélisation. La Figure 6-15 montre qu'une modélisation gaussienne ou conique du flux proche de la réalité du soudage TIG, ne permet pas de prédire la largeur réelle du bain fondu. En effet, la convection Marangoni a été négligée dans cette modélisation or, cette convection agit directement sur la taille du bain de fusion. Une astuce numérique permet de modéliser indirectement la convection Marangoni, en créant une source prismatique permettant d'étaler le pic de

la source sur la largeur réelle du bain de fusion. La Figure 6-15 reportant calcul et expérience montre que cet objectif peut être atteint.

On Fixe : $\Phi=10\text{mm}$ & $\eta=75\%$

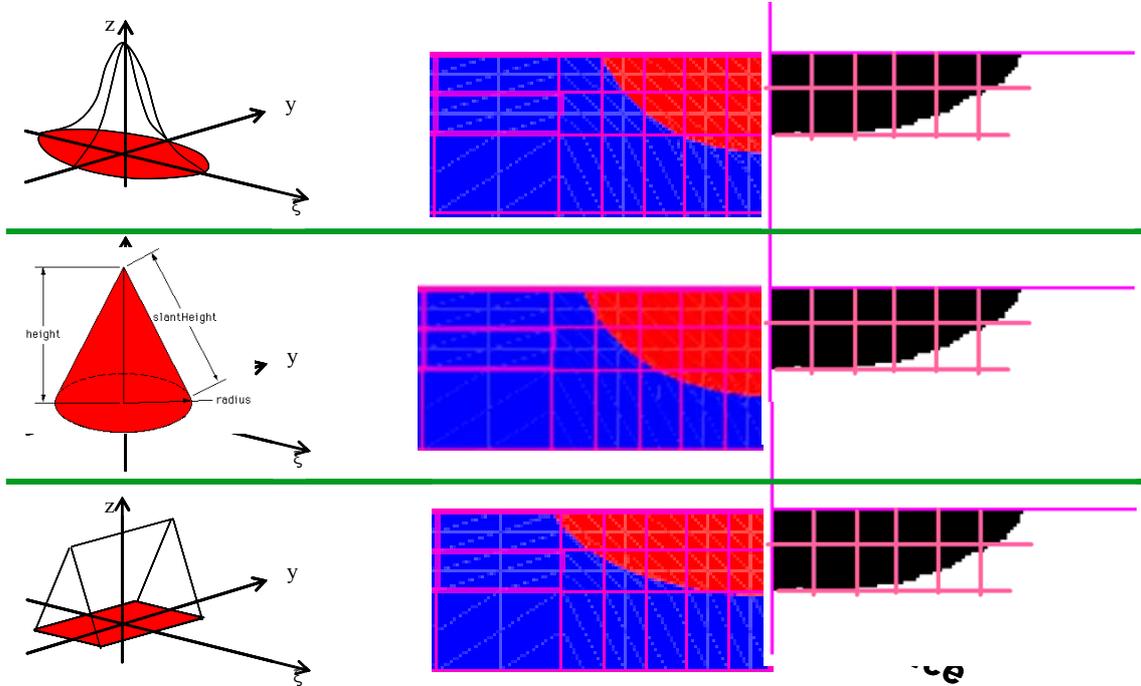


Figure 6-15 : Maquette INZAT3- Effet de la modélisation de flux sur le bain fondu

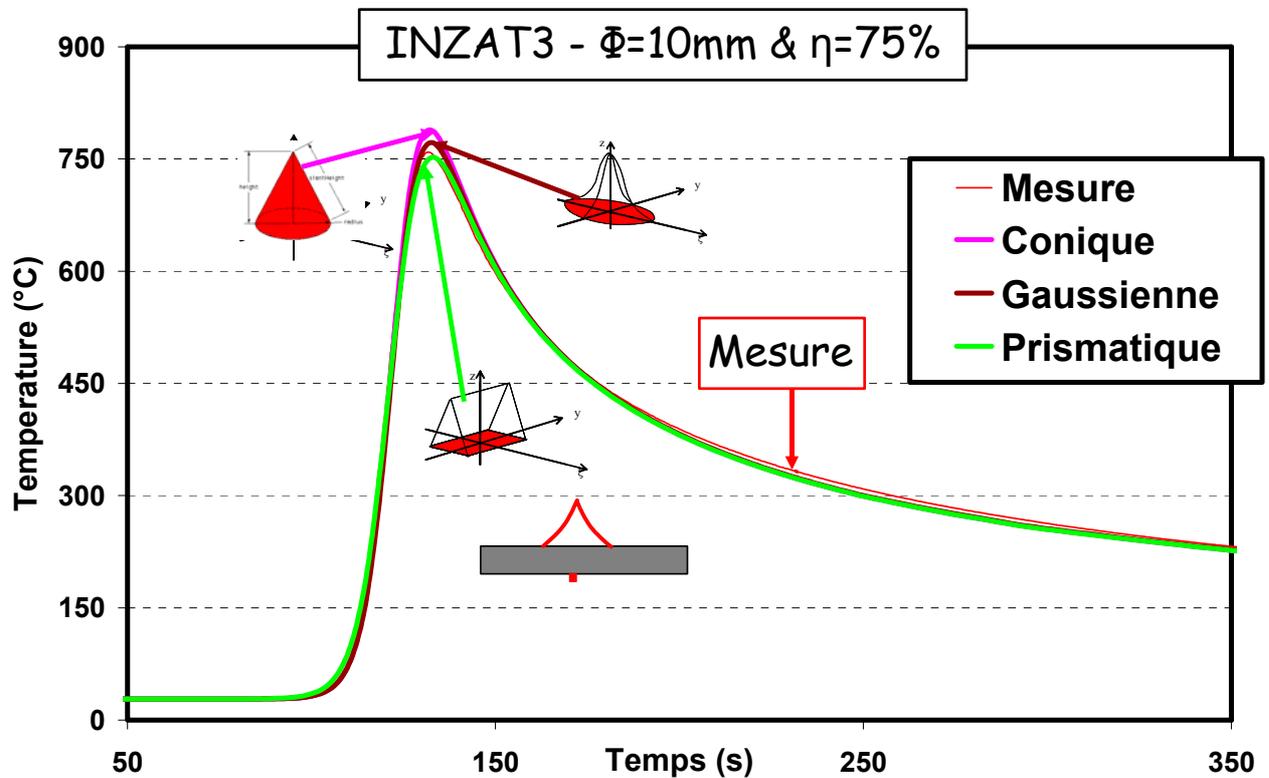


Figure 6-16 : Effet de la modélisation de la source de chaleur sur les cartes thermique

La Figure 6-16, montre que les différents modèles de source de chaleur ont un faible effet sur les transitoires thermique sauf sur le pic des températures des thermocouples les plus sensibles. La source gaussienne donne la meilleure corrélation calcul-mesure du maximum de températures ceci est expliqué par le faite que la source gaussienne donne la meilleure corrélation calcul-mesure du bain fondu. En effet si le bain fondu est bien modélisé alors la géométrie et la densité du front d'énergie sont très proches de la réalité, ce qui va garantir une bonne prédiction des calculs.

- √ ***On peut donc conclure que la bonne représentativité de pic de température (T_{max}) est un témoin sur la bonne modélisation du bain fondu.***

Vu que la source prismatique a donnée les meilleures corrélations calcul-mesure des transitoires thermiques et du bain fondu, elle sera adoptée pour tous les calculs qui suivent. En fait, il s'agit d'une densité de flux surfacique (ou volumique) constante modélisée par une fonction à deux paramètres spatio-temporel : $f(X, temps)$. Ce flux est imposé de manière constante dans une rangée de mailles à la surface libre du métal fondu et variable en temps tout en respectant :

- L'histoire de flux réel (Cf. Figure 6-17).

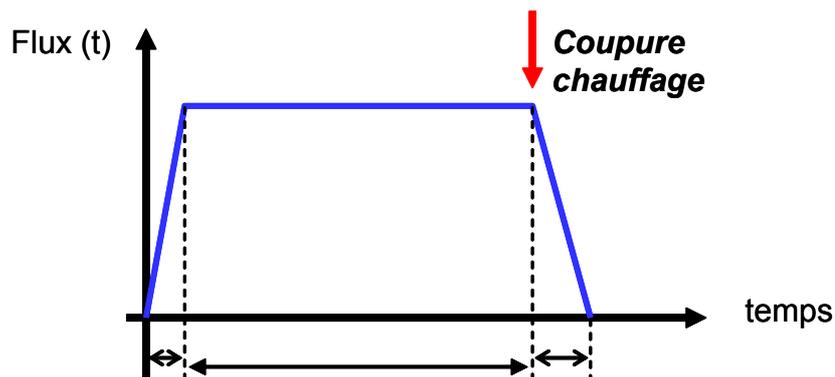


Figure 6-17 : Évolution temporelle du flux modélisé

- La vitesse de déplacement de la torche v .

Ainsi les sources sont « allumées » successivement le long de l'axe de soudage lors du passage de la torche, ce qui correspond à une source de chaleur d'intensité constante qui se déplace dans l'espace le long de l'axe de soudage.

6.5.5 Conditions aux Limites Thermiques

Au cours de cette étude de sensibilité des conditions aux limites thermiques sur les résultats numériques thermiques, il est constaté que les paramètres radiatifs et convectifs ont une faible incidence sur la géométrie de bain fondu et sur les cartes thermiques.

Pour illustrer cette conclusion l'exemple suivant est analysé : 1mm² de surface de matière est chauffée à la température de fusion puis est mis en contact avec le matériau de base à la température ambiante.

Sur la Figure 6-18, est représenté les résultats de calculs manuels du refroidissement de l'élément durant 1s (calcul linéaire) en considérant les différents facteurs intervenant dans le refroidissement. Il est constaté que la quasi-totalité du flux est pompée par la conduction.

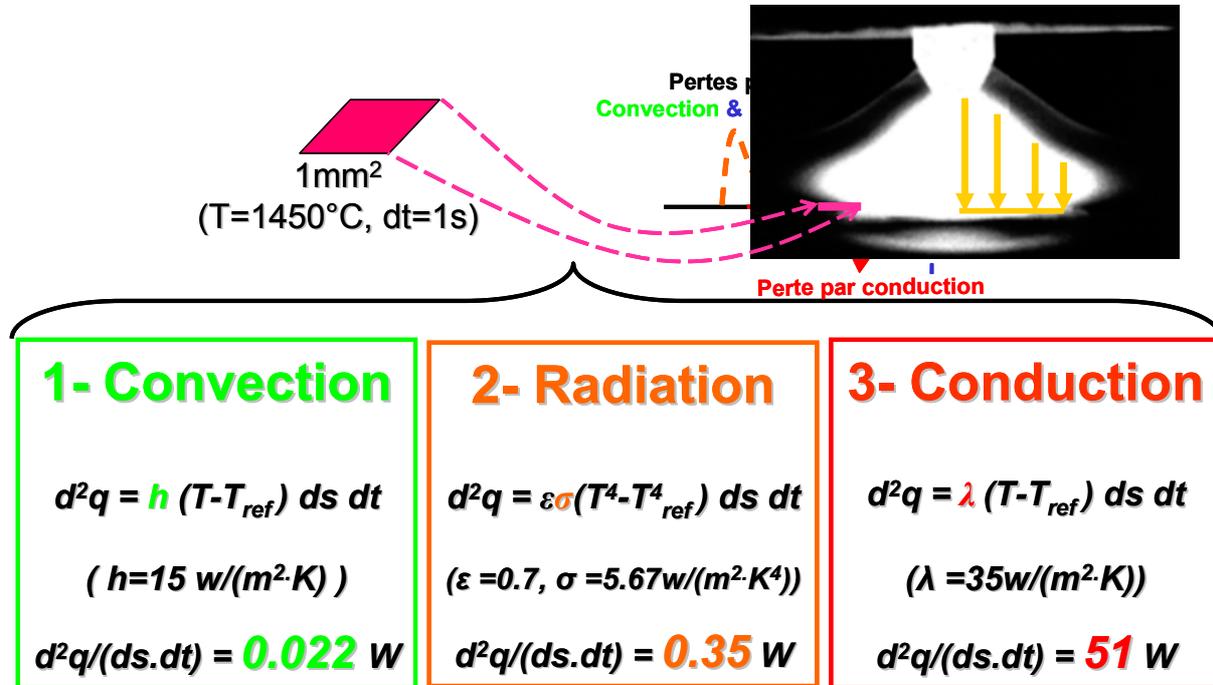


Figure 6-18 : Refroidissement de la Zone Fondue

Ainsi, durant une opération de soudage, le refroidissement du cordon se fait essentiellement par conduction. La prise en compte des conditions aux limites radiatives et convectives naturelles n'a pas d'incidence, ces effets sont négligeables.

Une autre conclusion peut faciliter la conception de la maquette numérique permettant la simulation numérique du soudage :

- √ *Il n'est pas nécessaire de créer de maillage de peau sur chaque surface libre des différents cordons, afin d'appliquer des conditions aux limites thermiques.*

Durant le refroidissement et une fois le flux totalement éteint, les échanges se font par rayonnement et convection, selon la formule : $flux(T) = \epsilon \sigma (T^4 - T_0^4) + H(T - T_0)$ avec ϵ l'émissivité et $\sigma = 5,669 \cdot 10^{-8}$ (W/m² K⁴). Les conditions de mise en œuvre d'échange naturel avec l'air pour les différents cas tests conduisent à retenir les valeurs suivantes pour les paramètres : coefficient H = 5W/m°C, émissivité $\epsilon = 0,75$

- √ *Le soudage par fusion des structures massives peut donc être décrit comme un passage bref à très hautes températures d'un petit volume de matière suivi par un refroidissement, qui se fait principalement par conduction dans le métal de base. Le fait de varier les coefficients d'échanges radiatifs et convectifs n'a d'effet que sur le temps de retour de la structure à la température ambiante (Cf. Figure 6-18).*
- √ *La modélisation de l'apport de chaleur est un point essentiel en simulation numérique du soudage. De l'analyse des Figure 6-15 & Figure 6-16, on peut conclure que la surface de la zone fondue est un paramètre clef : plus on est proche des dimensions et de la géométrie réelle de la zone fondue, plus les cartes thermiques seront représentatives de la réalité et plus les résultats mécaniques seront prédictifs.*

6.5.6 Coefficient de rendement de procédé

Le coefficient de rendement, η , est un paramètre relatif au procédé et exprime la fraction absorbée de la puissance $P = UI$ émise. Le flux imposé est défini de la façon suivante : soit V le volume dans lequel s'applique la source, on a alors : $V \cdot \text{flux} = \eta UI$. Ce coefficient est déterminé de telle sorte que les calculs donnent les valeurs de températures les plus proches possibles des mesures (opération de calage de source).

La faible incidence des coefficients d'échange sur les champs thermiques au cours du chauffage durant l'opération de soudage permet d'envisager des analyses prédictives avec une certaine sérénité, d'où la proposition :

- √ *Le coefficient de rendement de procédé ($Q=\eta UI$) ne dépend que du matériau (λ) et du type de procédé : $\eta = f(\lambda, \text{procédé})$*

Pour l'ensemble des analyses de cas tests et benchmarks étudiés dans ce travail, le coefficient de rendement est compris entre : $75\% \leq \eta \leq 80\%$, plage idéale pour ce qui concerne le soudage des aciers inoxydables par des procédés TIG. Lors de l'engagement d'une étude, nous recommandons la valeur 75% comme valeur initiale de calcul.

La maîtrise de la modélisation thermique jusqu'à une méthodologie permettant de fournir des résultats représentatifs, permet d'engager l'analyse mécanique qui fait l'objet du chapitre suivant.

« Simuler pour décider »

Chapitre IV : Robustesse de la Solution Mécanique

7 SOLUTION REPRESENTATIVE MECANIQUE

Dans cette partie on va chercher la solution mécanique représentative pour les deux cas tests suivants :

- Le cas test de référence « NeT-TG1 » a été réalisé en mai 2002 par l'industrie nucléaire européenne ; et pour lequel plusieurs modélisateurs ont été invités à le simuler numériquement. C'est un exemple typique qui illustre bien la problématique de la simulation numérique du soudage car lors de la comparaison de la contrainte longitudinale résiduelle donnée par différents bureaux d'études européens et celle donnée par l'expérience (Cf. Figure 7-4), on remarque que ce résultat numérique de soudage dépend énormément du modélisateur, car il peut varier facilement du simple au double. Pour ce cas test on va chercher la solution mécanique représentative sans intégrer les effets visqueux.
- Les effets visqueux sont analysés sur le cas test « maquette 24-25 ».

7.1 HYPOTHESES DE CALCUL

Comme pour toute analyse physique pour laquelle les phénomènes sont complexes, différentes hypothèses simplificatrices sont posées :

- **H1** : L'homogénéité initiale du matériau : malgré l'existence d'une non homogénéité (voir chapitre 2), l'hypothèse d'homogénéité initiale est faite pour permettre une analyse raisonnable. En effet, la prise en compte de celle-ci serait envisageable mais rendrait délicate l'interprétation des résultats pour une analyse de robustesse.
- **H2** : La simulation thermomécanique est découplée : le champ de température transitoire est calculé dans un premier temps puis, utilisé comme chargement pour les calculs mécaniques transitoires. Ceci est justifié par la faible dissipation mécanique en regard de l'apport de chaleur du soudage, étant donné les taux de déformations relativement faibles qui sont susceptibles d'intervenir.
- **H3** : Les modèles mécaniques utilisés dans cette section sont des modèles de comportement élasto-plastique à écrouissage linéaire et multi-linéaire.

7.2 MAQUETTE NET-TG1

Le programme NeT a été monté en mai 2002 pour tester la fiabilité des différentes techniques numériques et expérimentales à valider sur les cas tests : 'TG1', 'TG2' et 'TG3'.

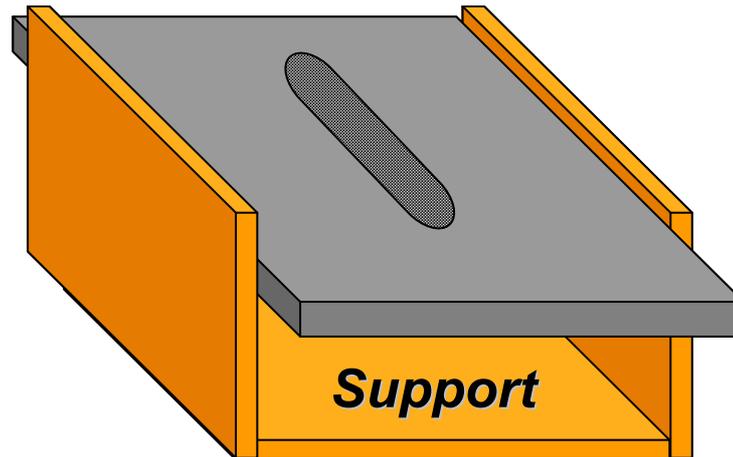


Figure 7-1 : Support de l'essai

Parmi les cas-tests NeT, ce travail est limité au cas test NeT-TG1 pour les raisons citées auparavant. NeT-TG1 est un cas test qui consiste en un dépôt TIG d'un cordon de soudure de 60mm sur l'axe médian en surface supérieure d'une plaque en acier 316L de dimensions 180x120x17mm posée sur un support (Cf. Figure 7-1, annexe 14.2).

7.3 ÉTUDE THERMIQUE (MAQUETTE NET-TG1)

Tableau 7-1 : NeT-TG1 -
Thermocouples coordonnées (mm)

Thermo- couple	Measured Coordinates (mm)		
	X	Y	Z
T1	8.5	-1	-30
T2	8	-1	0
T3	7.5	-1	30
T4	11.5	-1	-30
T5	11.5	-1	0
T6	12	-1	30
T7	0	-10	15
T8	0	-5	-16
T9	0	-17	0

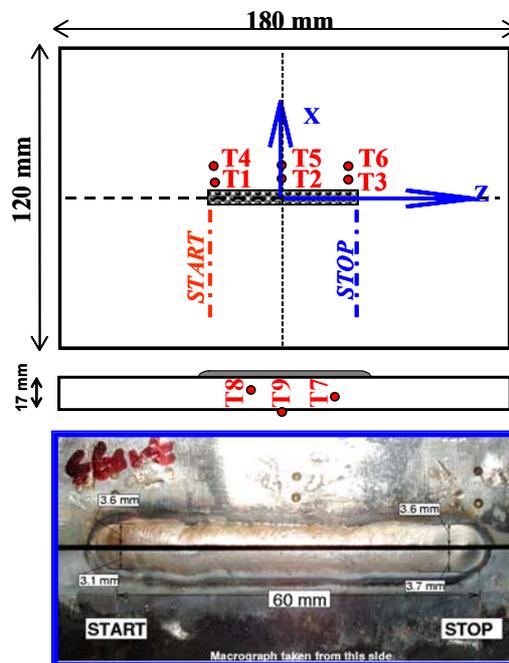


Figure 7-2 : NeT-TG1 - Positions des thermocouples sur la plaque

Cette maquette est instrumentée thermiquement grâce à plusieurs thermocouples. La Figure 7-2 montre leurs positions.

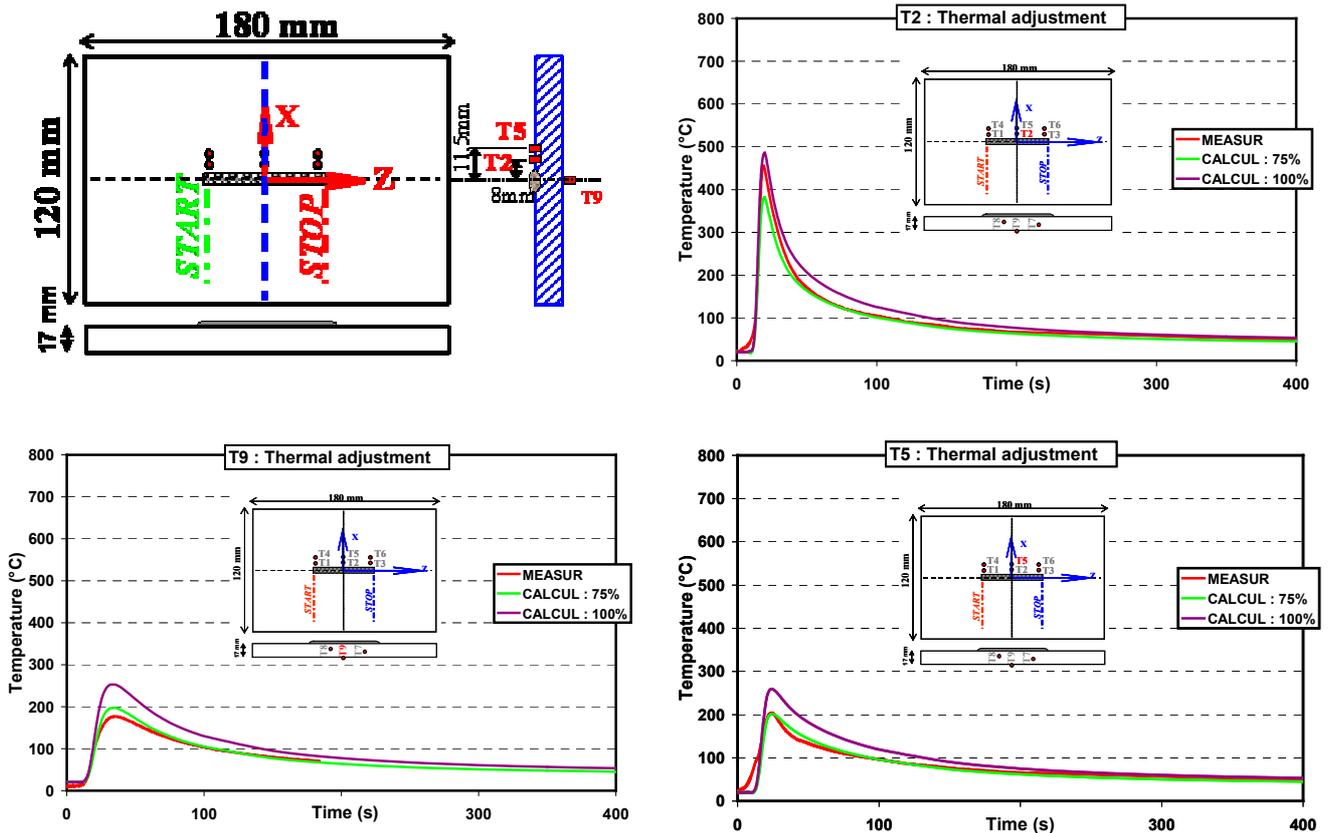


Figure 7-3 : NeT-TG1 – Calage du procédé TIG : $\eta=75\%$

Pour le calage thermique de la source de chaleur, le choix a été fait de retenir les thermocouples représentatifs de l'opération de soudage en régime établi, car loin des effets transitoires de démarrage et d'arrêt de la source (T2, T5 et T9).

Dans les résultats présentés dans le chapitre précédent, relatifs à la représentativité de la source de chaleur, le coefficient de rendement du procédé retenu, dans les conditions d'essais, est $\eta=75\%$. Ce choix est confirmé par le premier calcul thermique qui a été fait pour le cas test « NeT-TG1 », comme le montre la Figure 7-3.

7.4 PROBLEMATIQUE RELATIVE A LA MODELISATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT

La Figure 7-4, présente la contrainte longitudinale résiduelle donnée par plusieurs « offices » européen sur ce benchmark de référence NeT-TG1. Comme il est illustré dans cette comparaison, on peut conclure qu'un résultat de simulation numérique de soudage dépend énormément du modélisateur. Il peut varier facilement du simple au double. La question est : *quelle confiance peut on accorder à un résultat numérique d'une modélisation d'un problème de soudage ?*

Dans la suite on va chercher les causes responsables de cette divergence.

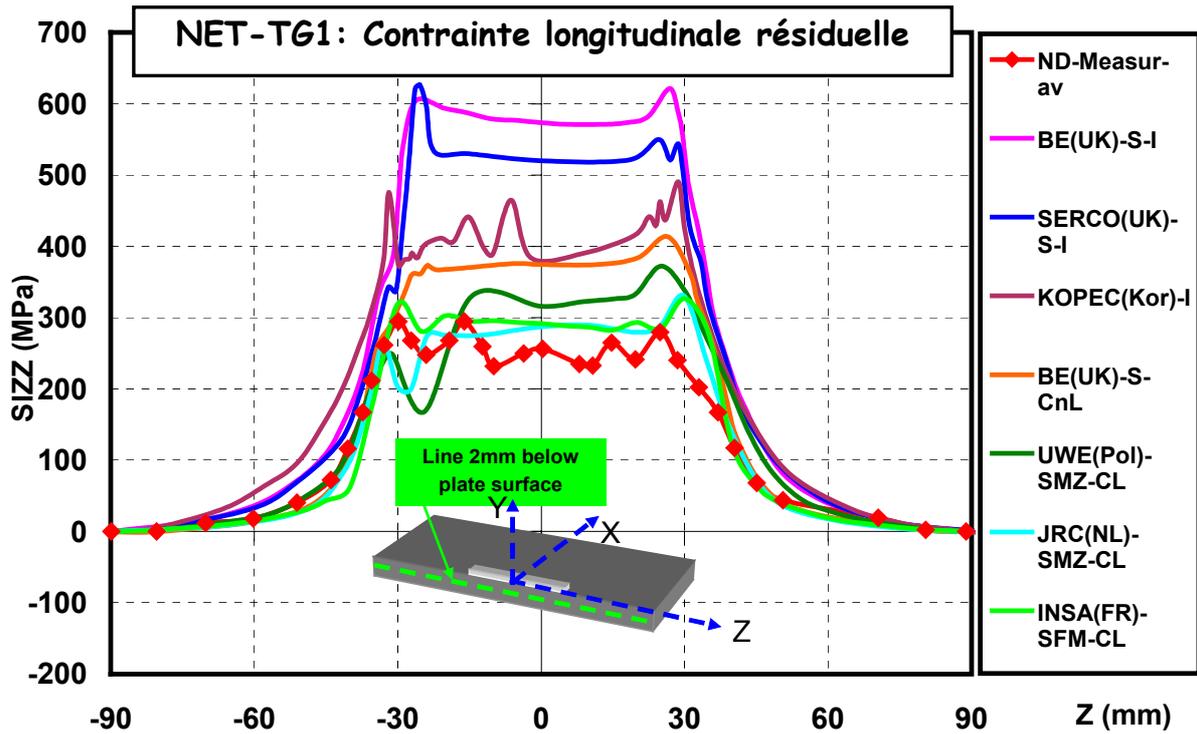
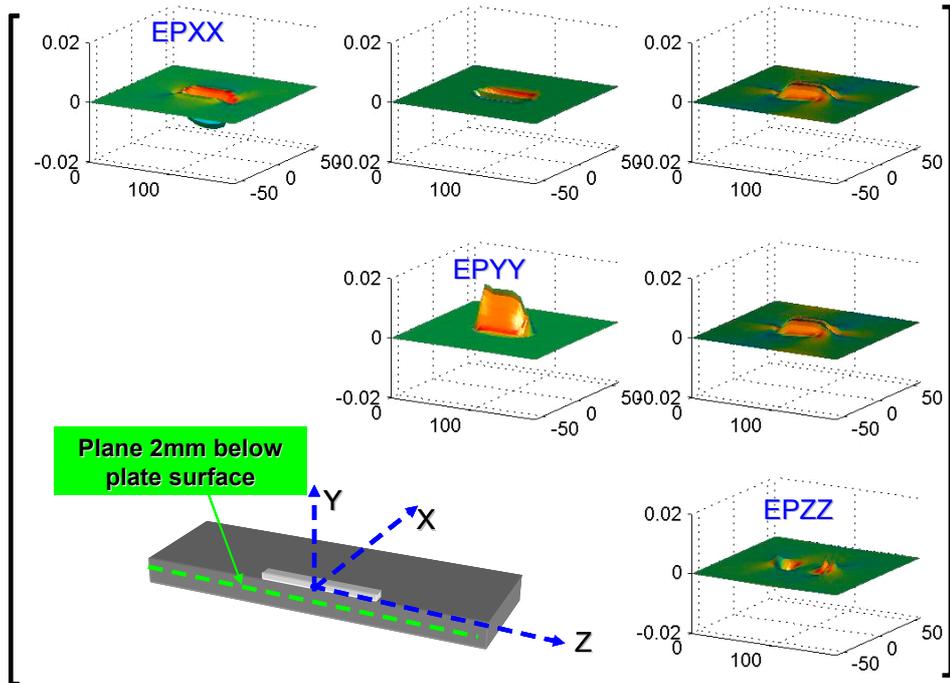


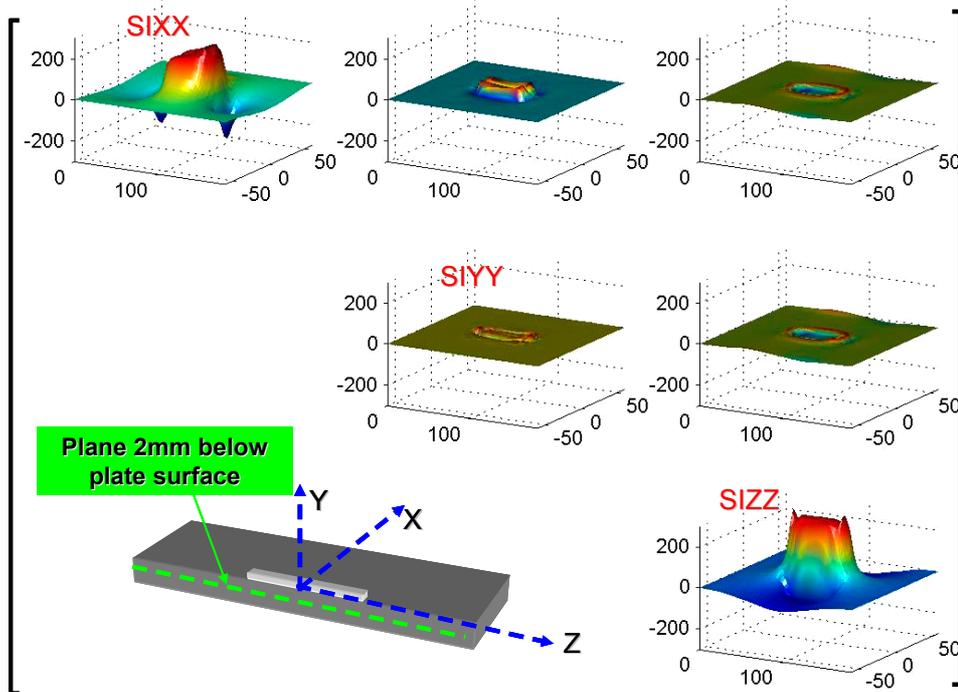
Figure 7-4 : Comparaison de la contrainte longitudinale résiduelle donnée par différents bureaux d'études Européens

7.5 REPRESENTATION DES TENSEURS MECANQUES (MAQUETTE NET-TG1)

La Figure 7-5, montre l'état résiduel des tenseurs de déformations et de contraintes suite à un calcul élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire. Ces résultats montrent que les composantes de rotation de tenseur des déformations sont très faibles, ce qui justifie qu'un calcul avec l'hypothèse de grandes déformations et celui en petites déformations donnent le même résultat.



a – tenseur de déformations résiduelles



b – tenseur de contraintes résiduelles

Figure 7-5 : NeT-TG1 - Les tenseurs résiduelles

- ✓ *Un calcul avec l'hypothèse de petites déformations et un calcul avec l'hypothèse de grandes déformations donnent, dans le cadre du soudage, à peu près le même résultat en terme de contraintes.*

Le tenseur des contraintes résiduelles présente essentiellement deux composantes importantes : la composante normale longitudinale et la composante normale transversale. Par la suite, les analyses comparées porteront particulièrement sur la composante longitudinale.

7.6 ANALYSE DE L'EFFET DES LOIS DE COMPORTEMENT (MAQUETTE NET-TG1)

Des analyses systématiques en considérant différentes lois de comportement, notées INSA - CL (cinématique linéaire), IL (isotrope linéaire), InL (Isotrope non linéaire), indiquent que les écarts observés sur la Figure 7-4, sont imputables au modèle.

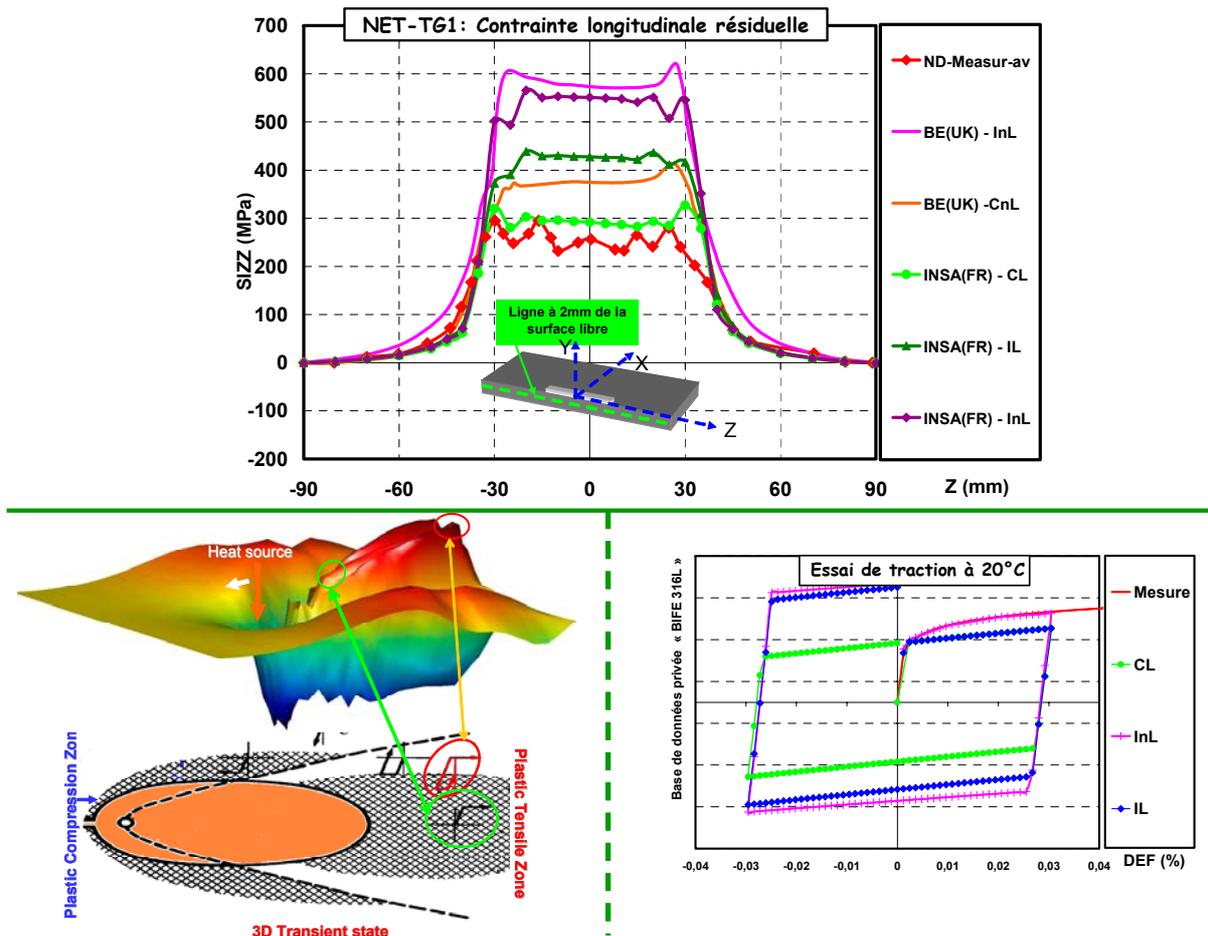


Figure 7-6 : Maquette NeT-TG1 - Effet de l'écroutissage sur l'état résiduel de la contrainte longitudinale

En fait, la zone ayant subi une forte élévation de température est soumise à une contrainte longitudinale cyclique comme l'indique la distribution (Cf. Figure 7-6) de cette contrainte à un instant donné, dans l'entourage immédiat de la zone fondue. Ce constat est une justification du choix de la loi de comportement ([EL-Ahmar 1]- [EL-Ahmar 7]). Il est possible alors de classifier la contribution énergétique de chacune des lois de comportement envisagée durant un cycle thermique, correspondant à une passe de soudage.

Ainsi, une classification décroissante des lois de comportement selon le taux d'énergie fournie au modèle numérique est dans l'ordre suivant :

1. **Loi élasto-plastique à écrouissage Isotrope multi-linéaire (InL).**
2. **Loi élasto-plastique à écrouissage Isotrope bi-linéaire (IL).**
3. **Loi élasto-plastique à écrouissage Cinématique multi-linéaire (CnL).**
4. **Loi élasto-plastique à écrouissage Cinématique bi-linéaire (CL).**

√ *Avant d'engager une modélisation 3D d'une opération du soudage, nous conseillons, d'analyser un cas test uniaxial de traction-compression (Cf. Figure 7-6) dans le but de comparer le taux d'énergie entre les données d'entrée et de sortie.*

7.7 VARIATIONS DES CONTRAINTES DANS L'ÉPAISSEUR (MAQUETTE NET-TG1)

Le soudage génère un fort gradient thermique dans l'épaisseur comme le montre la Figure 7-7, aussi l'analyse de la distribution des contraintes dans cette épaisseur peut être un critère décisionnel quant à la façon de modéliser ces paramètres.

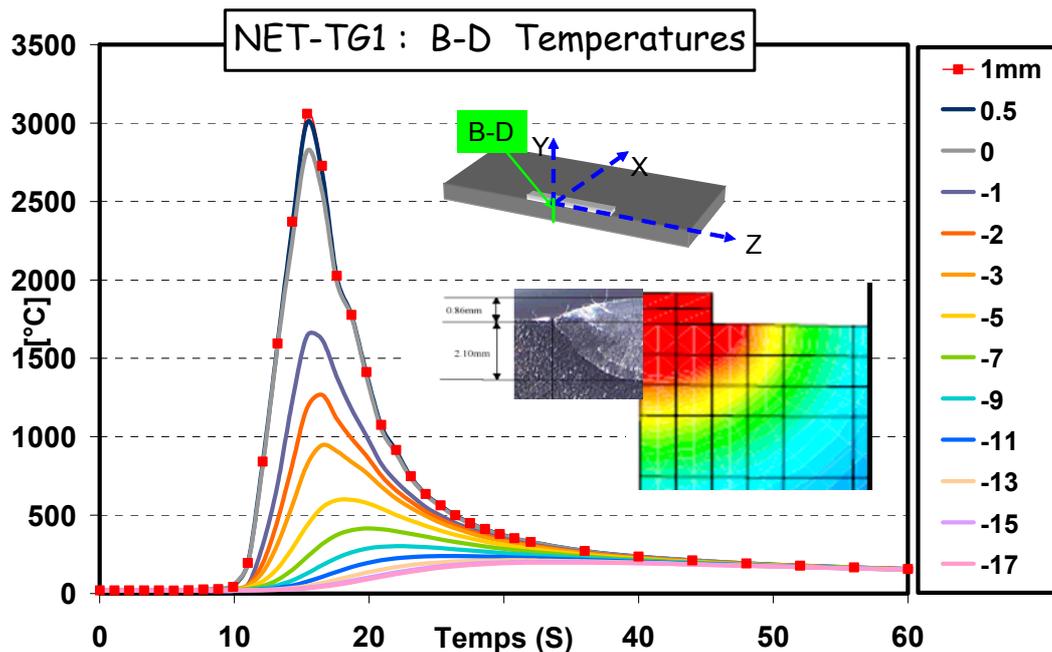
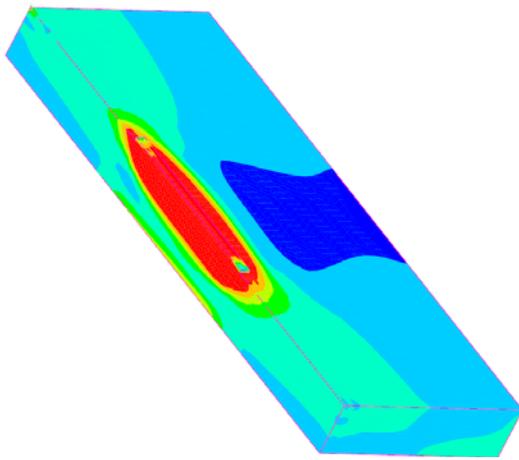
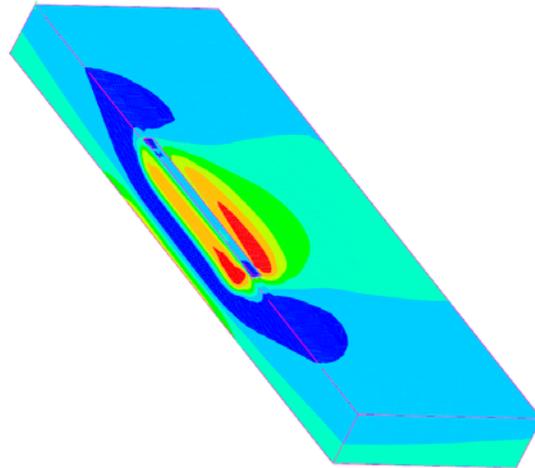


Figure 7-7 : Histoire thermique selon l'épaisseur

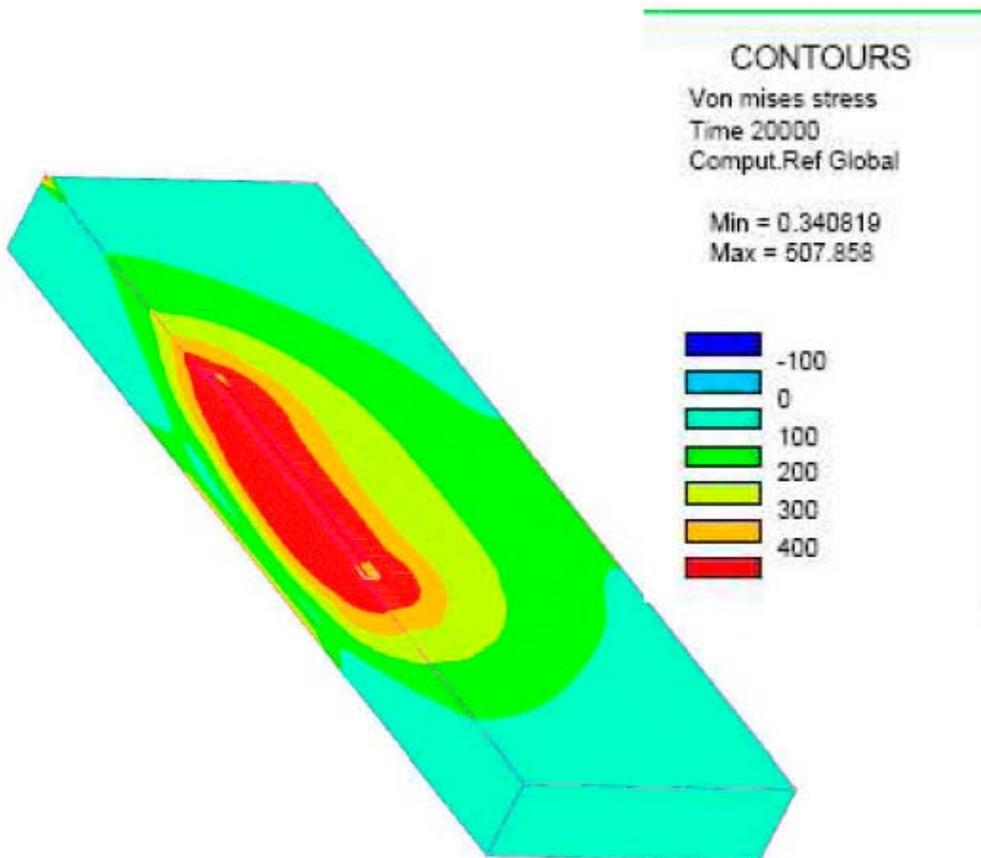
Le constat pour les deux directions, longitudinale et transversale, est que le maximum de contrainte se situe hors de la zone fondue. En effet, dans la zone fondue, les contraintes résultent uniquement du processus de refroidissement. Dans la zone environnante de la zone fondue, les contraintes sont maximales (Cf. Figure 7-8), car elles résultent d'un cyclage thermique important suite au processus de chauffage et de refroidissement.



a – contrainte résiduelle longitudinale



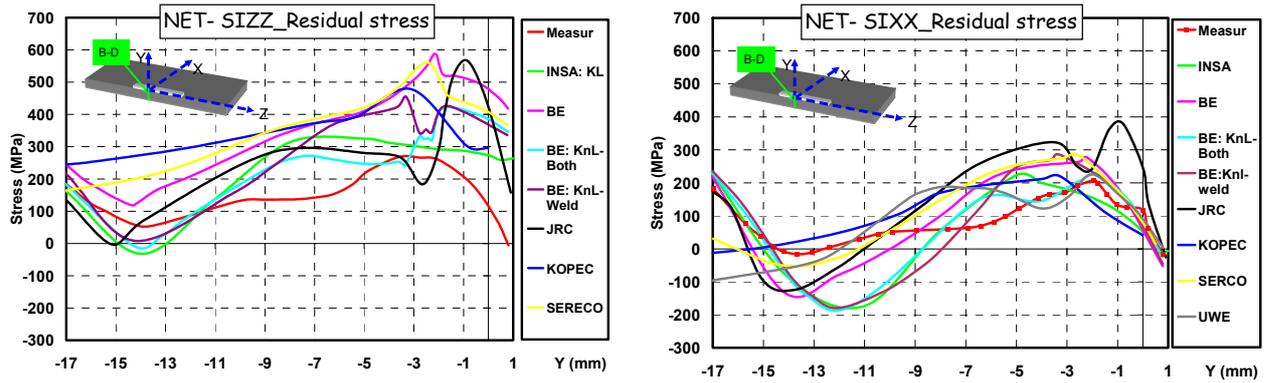
b – contrainte résiduelle transversale



c – contrainte résiduelle de Von Mises

Figure 7-8 : Isovaleurs des contraintes de Von Mises - NeT-TG1 (SYSWELD)

De cette analyse dans l'épaisseur, il est constaté une variation significative des contraintes résiduelles, particulièrement pour la contrainte transversale.



a - Comparaison des contraintes résiduelles Longitudinales

b - Comparaison des contraintes résiduelles Transversales

Figure 7-9 : Contraintes dans l'épaisseur

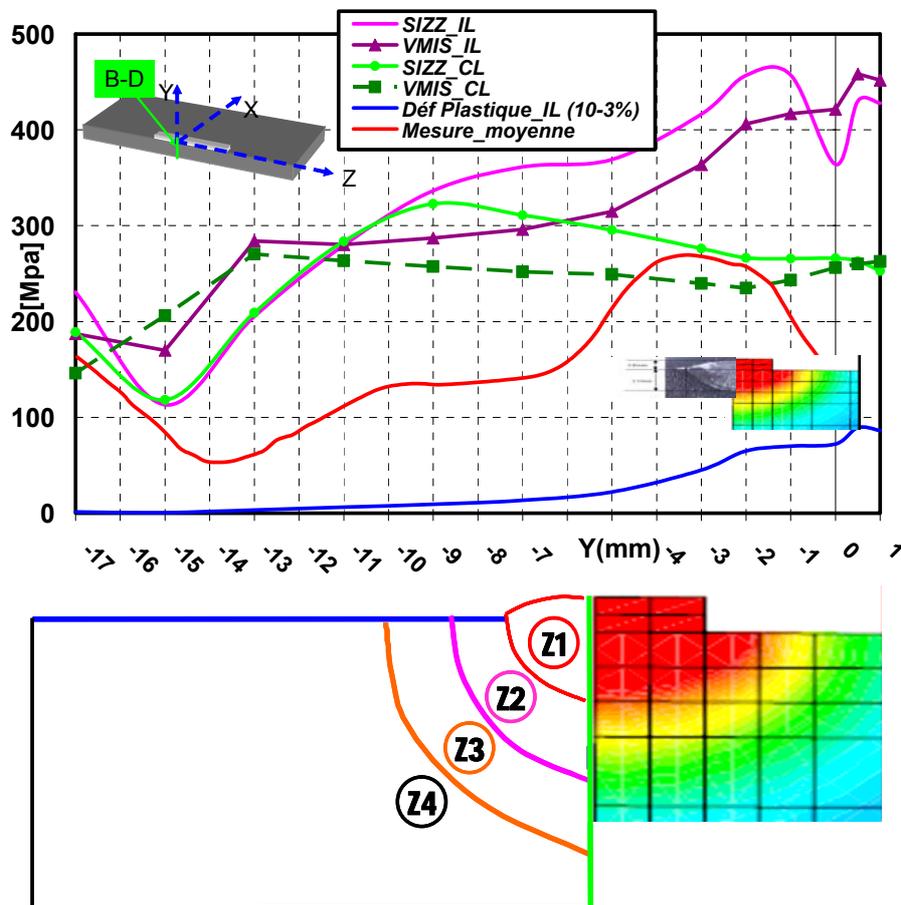


Figure 7-10 : Définition des différentes zones de comportement dans l'épaisseur

Le long de l'épaisseur, quatre zones des contraintes résiduelles peuvent être distinguées (Cf. Figure 7-10) :

Zone1 : Zone fondue. Les contraintes sont le résultat du refroidissement. Le respect de la surface modélisée de cette zone vis-à-vis de la réalité est un élément clef pour garantir une simulation numérique prédictive. Dans ce cas, cette zone est comprise entre : $-2.1 < Z1 < 1$

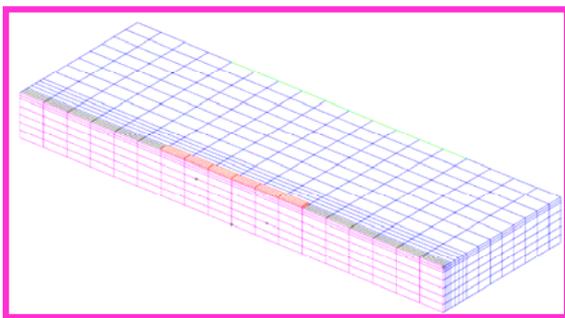
Zone2 : Zone environnante de la zone fondue. Les contraintes sont le résultat d'un cyclage mécanique du au chauffage et au refroidissement. Cette zone de la ZAT est la plus critique. Les contraintes résiduelles générées par le procédé de soudage sont les maximums. Dans ce cas, cette zone est comprise entre : $-10 < Z_2 < -2.1$

Zone3 : Les contraintes résultent d'une plastification lors du chargement thermique et d'un retour élastique au refroidissement. Dans ce cas, cette zone est comprise entre : $-13 < Z_3 < -10$.

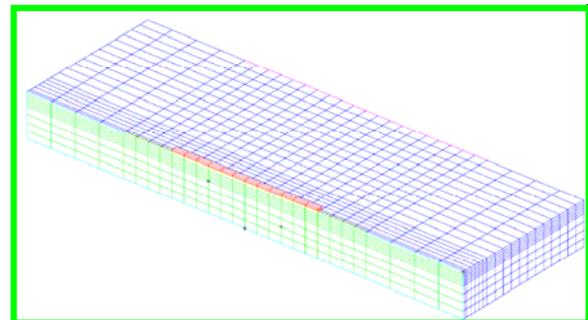
Zone4 : Les contraintes restent thermo élastiques durant tout le procédé du soudage. Cette zone constitue une zone de réaction de la structure afin d'équilibrer la plastification des autres zones lors du procédé de soudage. L'existence de cette zone permet d'identifier la structure globale. Si cette zone existe la structure est dite « épaisse » sinon la structure est dite « mince ». Dans ce cas, cette zone est comprise entre : $-17 < Z_4 < -13$.

7.8 EFFET DE MAILLAGE (MAQUETTE NET-TG1)

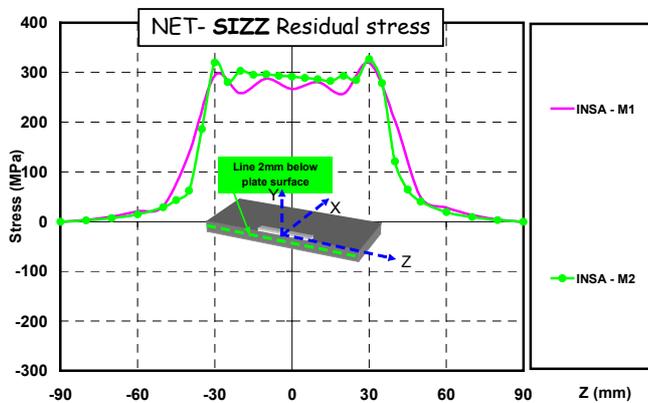
Avant toute analyse, le choix de la densité du maillage est issu d'une étude de sensibilité, jusqu'à la détection d'un seuil de non-évolution. Malgré tout, les contraintes pratiques obligent à des compromis, qui ont fait l'objet des analyses précédentes. Aussi, une analyse exceptionnelle montre l'apport d'un maillage plus dense.



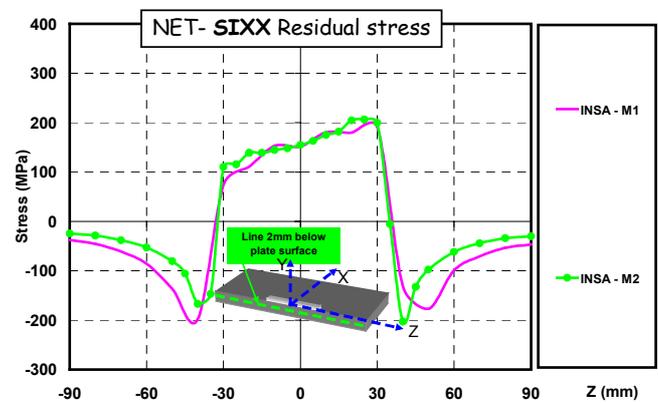
a – Maillage (M1)
MaillageNeT-TG1



b - Maillage (M2)



c - Contraintes résiduelles Longitudinales



d - Contraintes résiduelles Transversales

Figure 7-11 : Effet du maillage sur les contraintes résiduelles longitudinales et transversales

La Figure 7-11, montre que le maillage plus dense représente mieux les gradients de contraintes et leurs localisations, cependant les intensités des contraintes maximales ne sont pas affectées. Comme il pouvait être attendu, un maillage plus lâche conduit à des oscillations numériques.

- √ *En général, le raffinement de maillage doit être fait dans la direction de l'épaisseur en privilégiant la zone à fort gradient de température.*

Compte tenu du fort gradient de contraintes dans l'épaisseur et de son interaction avec la densité du maillage sur le résultat final, il y aura lieu de raffiner le maillage dans les zones Z3 et Z4. Ceci permet de mieux prendre en considération l'auto-bridage de la structure et par voie de conséquence de viser à améliorer la qualité de la prédiction des contraintes résiduelles.

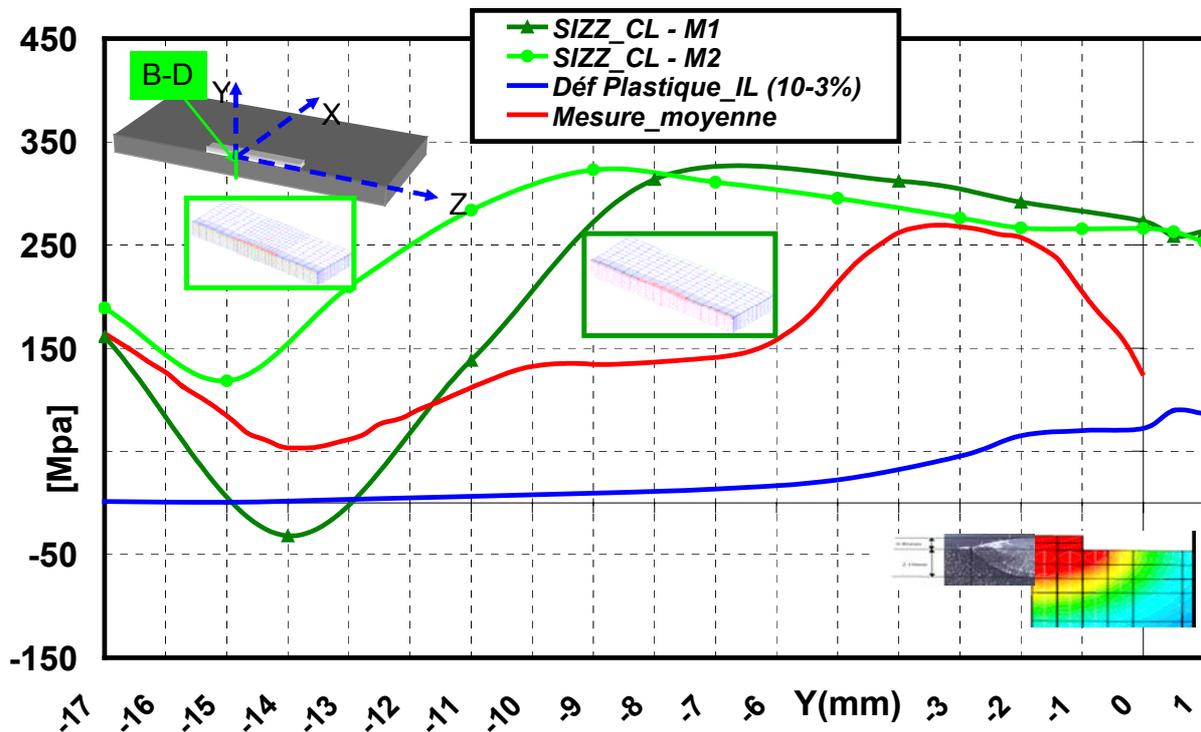
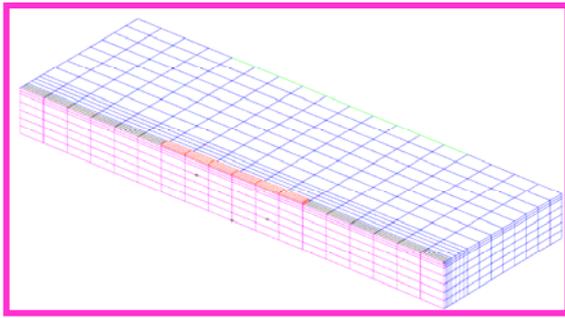


Figure 7-12 : Effet du maillage sur la contrainte longitudinale résiduelle dans l'épaisseur

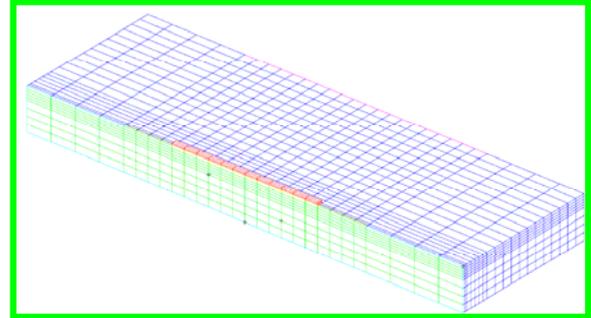
La densité du maillage a aussi un effet sur l'amplitude du déplacement vertical comme le montre la Figure 7-13 pour le point central de la face inférieure de la plaque et les déformations en ce même point comparativement avec une mesure par jauge résistive.

Donc on préconise de mailler finement la 3ème et la 4ème zone des contraintes si les moyens informatiques le permettent.

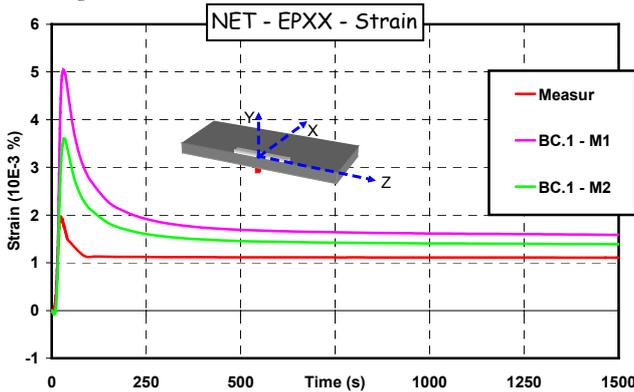
- √ *Pour une bonne représentativité des contraintes résiduelles dans toute l'épaisseur, il est important de raffiner le maillage dans la zone de réaction de la structure, c'est-à-dire Z3 ou Z4. Cette stratégie permet de mieux prendre en considération l'effet l'auto-bridage.*



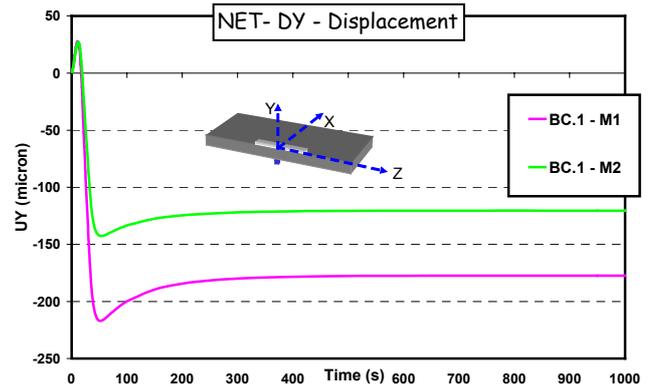
(a) Maillage (M1)
Maillage NeT-TG1



(b) Maillage (M2)



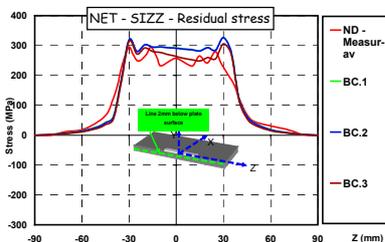
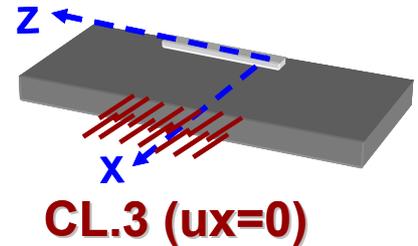
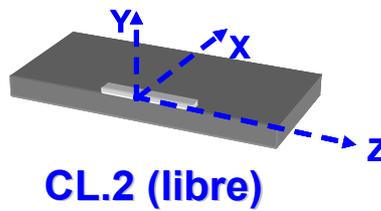
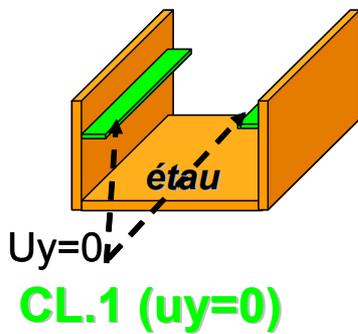
(c) Déformation EPXX



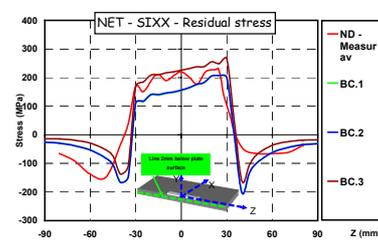
(d) Déplacement vertical du centre de la face inférieure

Figure 7-13 : Déformations et déplacements

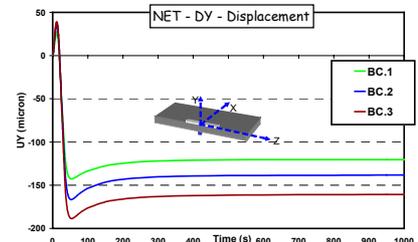
7.9 EFFET DES CONDITIONS AUX LIMITES MECANQUES



(a) Contrainte résiduelle longitudinale



(b) Contrainte résiduelle transversale



(c) Déplacement vertical

Figure 7-14 : Effet des conditions aux limites mécaniques sur les résultats mécaniques

Les résultats de la Figure 7-14, montrent que les conditions aux limites mécaniques ont principalement un effet sur la contrainte transversale et sur les distorsions.

8 ÉTUDE DE L'EFFET VISQUEUX (MAQUETTE 24-25)

La prise en compte d'un autre cas test « maquette 24-25 » permet d'élargir l'analyse de la robustesse. Cette analyse permet de plus de considérer les effets visqueux. Cette « maquette 24-25 » (Cf. Figure 8-1) a été sommairement décrite dans l'Introduction Générale et est développée dans les annexes. Ci-après des schémas et figures précisent les points pour lesquels des résultats sont exploités.

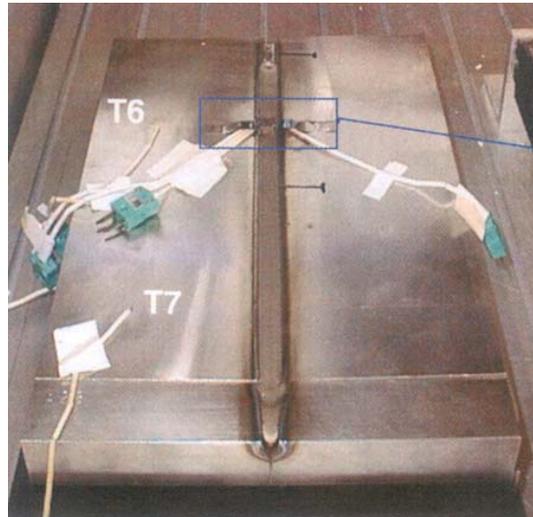


Figure 8-1 : Maquette 24-25

8.1 SPECIMENS ET CONFIGURATIONS EXPERIMENTALES

Les spécimens sont constitués de plaques en 316L SPH de dimensions 270x200x30mm, prélevées et usinées dans la tôle ayant permis de caractériser la base de donnée « *BIFE* 316L ».

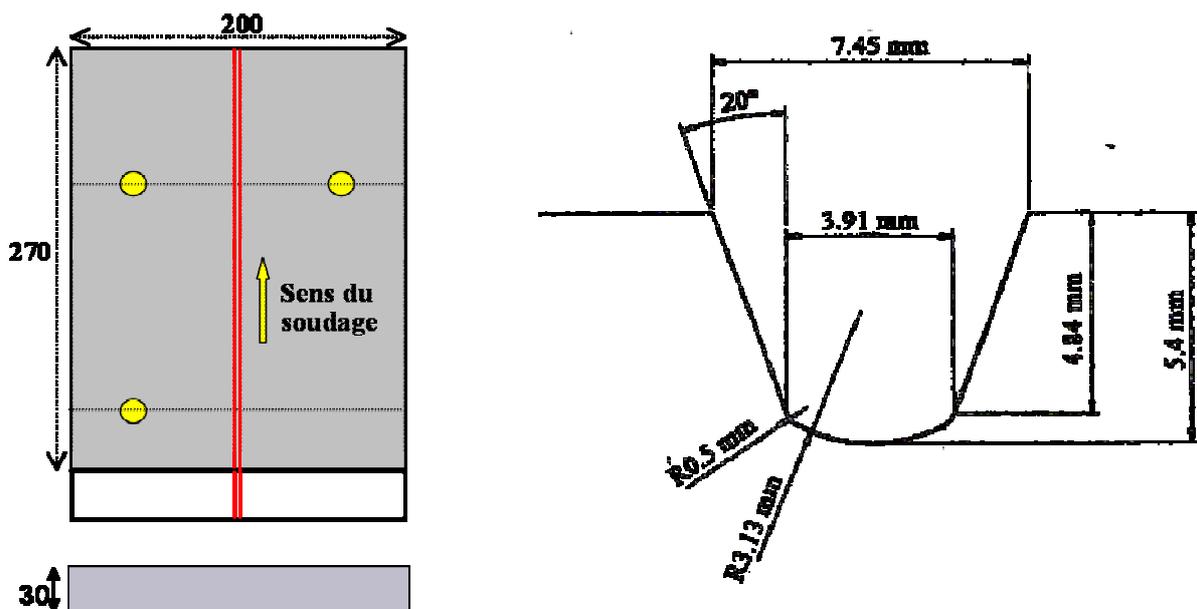


Figure 8-2 : Géométrie de spécimens et détail du chanfrein

Durant l'opération de soudage, les spécimens reposent sur 3 points d'appuis en partie inférieure (plots à tête rotulées). Afin que la source thermique soit amorcée, établie et stable, avant sa pénétration sur la plaque, un appendice en même matériau a été lié par 2 points de soudure à l'extrémité de la plaque. Il est possible que la présence de cet appendice constitue un certain bridage. Les simulations numériques réalisées négligent la présence de cet appendice.

8.2 PROCEDE DE SOUDAGE

Le soudage est effectué à l'aide du procédé TIG, avec métal d'apport en acier Z2CND20-10-3 (316LSi), sous forme de fil de diamètre 1.2 mm. Ce procédé, simple, est utilisé dans le nucléaire, plus particulièrement lorsqu'une qualité accrue des cordons est exigée.

La technique du soudage en automatique est utilisée afin d'assurer une reproductibilité des paramètres opératoires tout au long du cordon de soudage et entre les différents spécimens.

Les paramètres opératoires du soudage TIG sont : tension de 9V, intensité de 155A, vitesse de la torche de 40mm/mn pour la première passe et 41mm/mn pour la seconde.

8.3 RESULTATS EXPERIMENTAUX [AYRAULT 1]

Ci-après, quelques résultats expérimentaux réalisés dans le cadre du programme « Round Robin », qui permettent une première exploitation phénoménologique des effets visqueux.

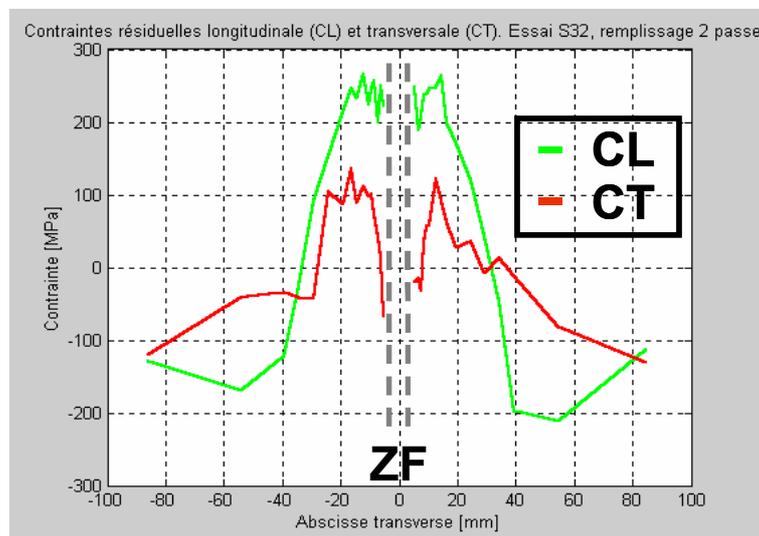


Figure 8-3 : Profil transversal des contraintes résiduelles longitudinale et transversale

La contrainte longitudinale est supérieure à la contrainte transversale dans la région proche du cordon.

8.3.1 Effet du nombre de passes de remplissage

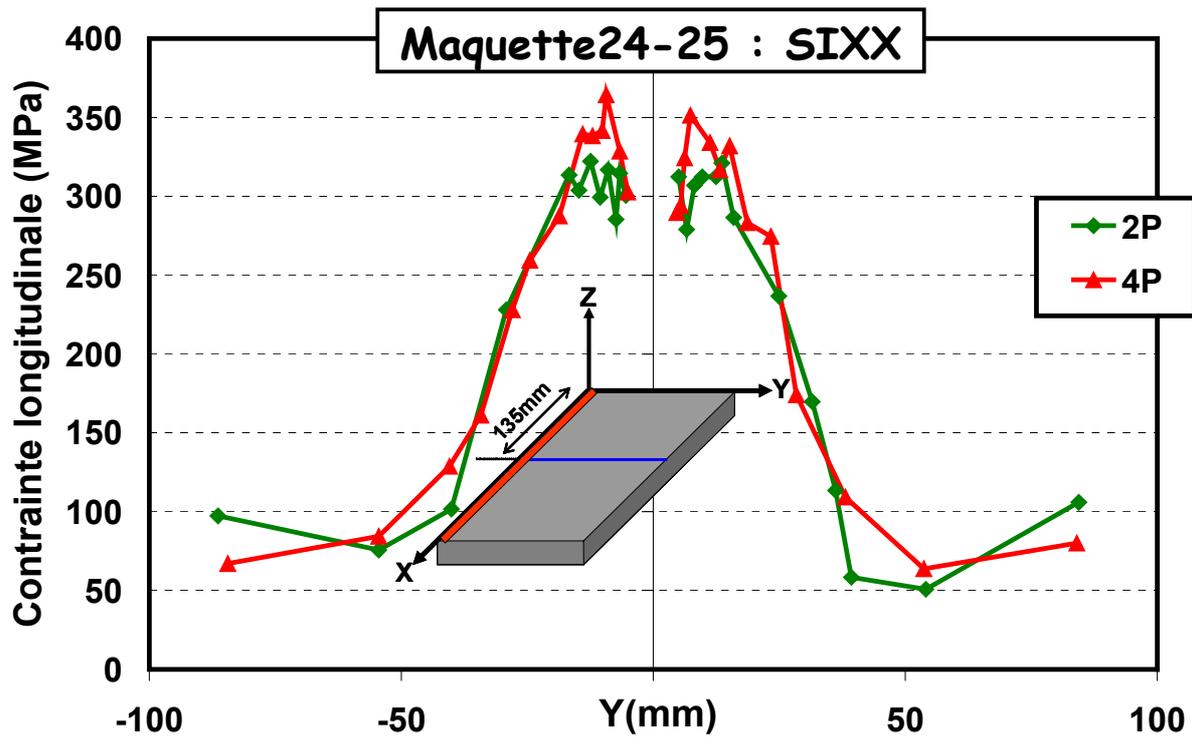


Figure 8-4 : Effet de nombre des passes de remplissage

Le nombre de passes de remplissage a un effet de cumul, localisé dans la région proche du cordon.

8.3.2 Effet de la vitesse de la torche

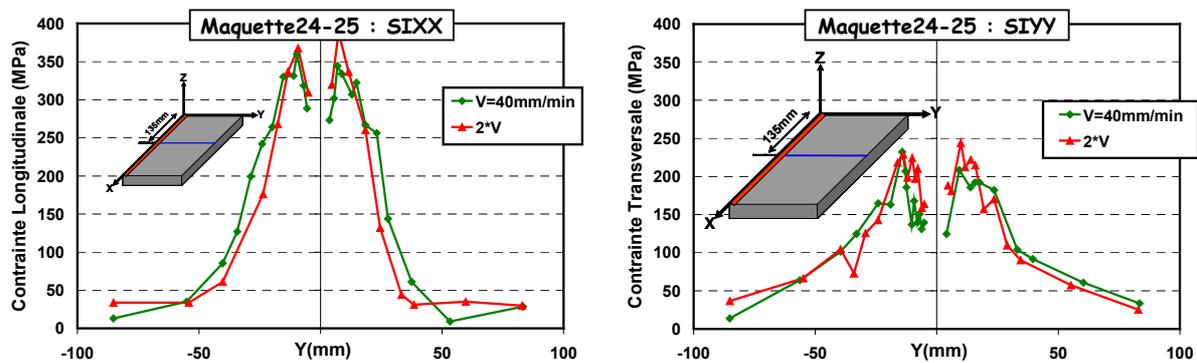


Figure 8-5 : Effet de la vitesse de soudage

La vitesse de soudage a un effet très localisé au voisinage du cordon. On note que cet effet est négligeable sur le pic de traction plastique ainsi que la partie élastoplastique. Cette remarque génère trois conclusions qu'on va essayer de les valider numériquement :

- √ *L'état des contraintes résiduelles en surface, hors cordon, ne varie pas avec le facteur deux de la vitesse de la torche ce qui signifie qu'entre ces vitesses de soudage, l'état de contrainte est indépendant des paramètres visqueux.*

- √ *Un effet de la vitesse de soudage est observé sur les mesures de température. Elles sont toujours plus faibles dans le cas des fortes vitesses. De cette observation est déduite la recommandation : les sollicitations thermiques étant principalement calées sur des mesures de températures, l'attention est à porter sur la concordance entre les courbes de refroidissement expérimentales et numériques pour les zones surfaciques, la température maximale agissant plus particulièrement sur la profondeur du bain fondu.*
- √ *De cette recommandation, on peut déduire encore que l'état résiduel des contraintes est sensible à tous les paramètres responsables du refroidissement en particulier la conductivité thermique agissant sur le « pompage » de l'énergie à évacuer.*

Notons encore qu'une augmentation de la vitesse de soudage a pour effet de diminuer la valeur de la distorsion.

8.4 SIMULATIONS NUMERIQUES 3D REALISEES DANS LE CADRE D'INZAT 4

Comme pour le cas test « NET-TG1 », les simulations sont réalisées en 3D avec les mêmes hypothèses avec le Code_Aster. Parallèlement, des simulations bidimensionnelles sont menées, permettant d'une part d'alimenter le « Round Robin » et d'autre part de maîtriser les limites de validité de simulations « dégradées ».

8.4.1 Notations

Pour alléger la présentation des résultats, des symboles sont utilisés pour représenter certains paramètres d'entrée ou de sortie :

- Première passe : P1
- Deuxième passe : P2
- Déplacement selon l'axe Z : UZ
- Résiduelle : R
- Écrouissage : C : Cinématique
I : Isotrope
V : Visqueux
- Modélisation : 2D déformations planes : 2DDP
2D contraintes planes : 2DCP
- Tenseur de contraintes : SIXX, SIYY, SIZZ, SIXY, SIXZ, SIYZ

8.4.2 Maillage

Le maillage est présenté par la Figure 8-6. En faisant l'hypothèse de symétrie parfaite, une demi-plaque est modélisée. Le même maillage est utilisé pour les calculs thermique et mécanique, compte tenu que les gradients thermique et mécanique sont localisés dans les mêmes zones.

Les éléments finis de type HEXA20 (taille des plus petits éléments dans la zone soudée : (10x3x2.5mm)) sont quadratiques dans le plan de la plaque et dans l'épaisseur. La taille minimale des

éléments est similaire à ceux utilisée dans la littérature (Cf. [Radj], exemples du training de Sysweld [Doc SYSWELD]). Rappelons que l'effet du maillage a été analysé sur le cas test « NET-TG1 », et que les dimensions de ce cas test « maquette 24-25 » conduiraient à des temps de calcul prohibitifs en conservant les mêmes densités de maillage.

Le maillage adopté est relativement grossier mais résulte d'un compromis entre le raffinement et le temps de calcul. Le maillage comporte : 1792 éléments HEXA20 et 8793 nœuds

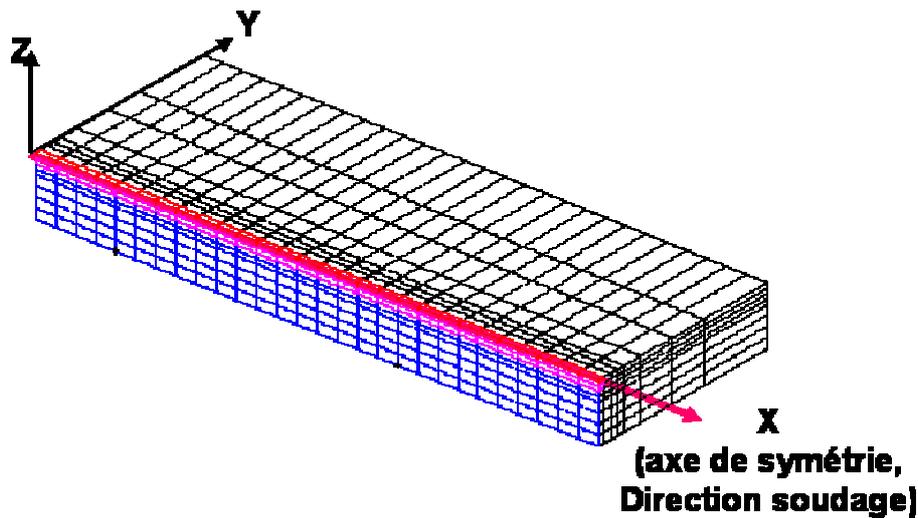


Figure 8-6 : Maillage 3D utilisé

Dans ce cas présent, des raffinements pourraient être envisagés à proximité du chanfrein : en effet les cordons de soudage (métal déposé) sont représentés par deux lits de mailles de forme rectangulaire (2 lits 27HEXA20). La géométrie réelle du chanfrein n'est donc pas respectée. Néanmoins, cela ne nous paraît pas préjudiciable dans le cas présent, et ceci pour deux raisons :

- D'une part ce chanfrein est de très petite dimension par rapport à la section transversale de la plaque.
- D'autre part, la comparaison numérique entre les deux cas de figures représentant 2 géométries du chanfrein en conservant la surface développée (Cf. Figure 8-7), donne des résultats identiques.

Pour ces raisons, les mailles constituant les 2 cordons déposés sont rectangulaires et leurs surfaces sont équivalentes à la surface réelle du cordon déposé.

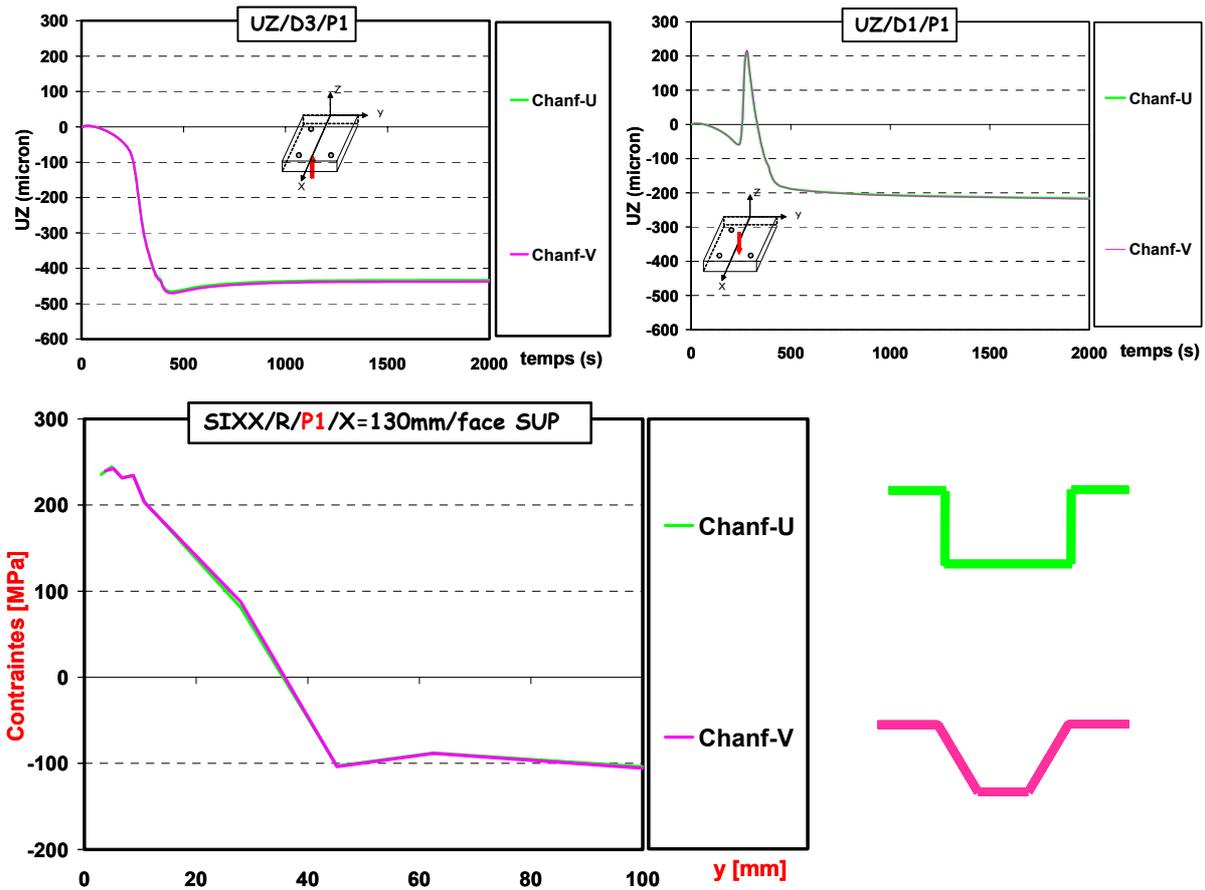


Figure 8-7 : Effet de géométrie de chanfrein (même rendement & surface)

- ✓ Pour des simulations numériques du soudage multi-passes, nous recommandons de tenir compte en premier, de la surface de la section du cordon et éventuellement de la forme.

8.4.3 Mise en donnée « thermique »

8.4.3.1 Propriétés thermo physiques

Le Code_Aster traite l'équation de la chaleur par l'intermédiaire d'une formulation enthalpique. Dans cette formulation interviennent la conductivité thermique λ , ainsi que l'enthalpie du matériau : l'intégrale sur la température du produit de la masse volumique par la chaleur spécifique. Les données thermo-physiques du matériau sont spécifiées dans la base de données « *BIFE_{316L}* ».

La chaleur latente est prise en compte, bien que son influence sur le calcul ne soit pas forcément très importante dans ce cas précis.

Nota: La technique d'homogénéisation du bain fondue développée pour le cas test « NET-TG1 » est utilisée sur cet exemple.

8.4.4 Échanges thermiques avec l'extérieur

Une condition adiabatique est imposée sur le plan de symétrie. Des échanges radiatifs et convectifs s'effectuent sur la surface de la plaque avec l'air ambiant. Un coefficient d'échange convectif $h=15\text{W/m}^2\text{°C}$ a été utilisé, ainsi qu'une émissivité de 0,75. Ces échanges sont modélisés comme une densité de flux fonction de la température appliquée sur les surfaces extérieures.

En ce concerne les conditions aux limites thermiques, là encore, les valeurs prises pour l'émissivité et surtout pour le coefficient d'échange n'ont pas une influence vraiment déterminante sur les températures calculées. En effet, un rapide calcul de calage montre que modéliser sur les surfaces extérieures un flux nul avec l'extérieur donne des résultats qui resteront réalistes, du moment que l'apport de chaleur est bien modélisé. Donc on peut généraliser la conclusion suivante :

√ *Les coefficients radiatifs et convectifs n'ont pas un effet sensible sur la solution thermique calculée.*

8.4.5 Définition de l'apport de chaleur

Comme il a été conclu dans le chapitre « Robustesse de la représentativité thermique », le choix de la géométrie est simple. Par contre, dans ce cas, la modélisation du flux est volumique compte tenu de la présence du chanfrein et du métal d'apport. Il s'agit d'une densité de flux volumique constante appliquée sur une demi maille volumique de géométrie prismatique, fonction du temps. Ainsi les sources sont « allumées » successivement le long de l'axe de soudage lors du passage de la torche, ce qui correspond à une source de chaleur d'intensité constante qui déplace le long de l'axe de soudage. (**Nota** : une vitesse identique de 40mm/min a été considérée pour les deux passes de soudage).

A ce stade, le problème qui survient est celui du choix du volume dans lequel cette source de chaleur doit être appliquée : faut-il l'appliquer dans le volume correspondant au métal déposé, ou bien dans celui correspondant au métal fondu ? Pour des raisons pratiques, il a été retenu d'injecter le flux dans le métal d'apport. En effet, choisir le métal fondu aurait nécessité de mailler précisément la forme du bain fondu d'après les macrographies, d'où des complications et une augmentation drastique du nombre d'éléments.

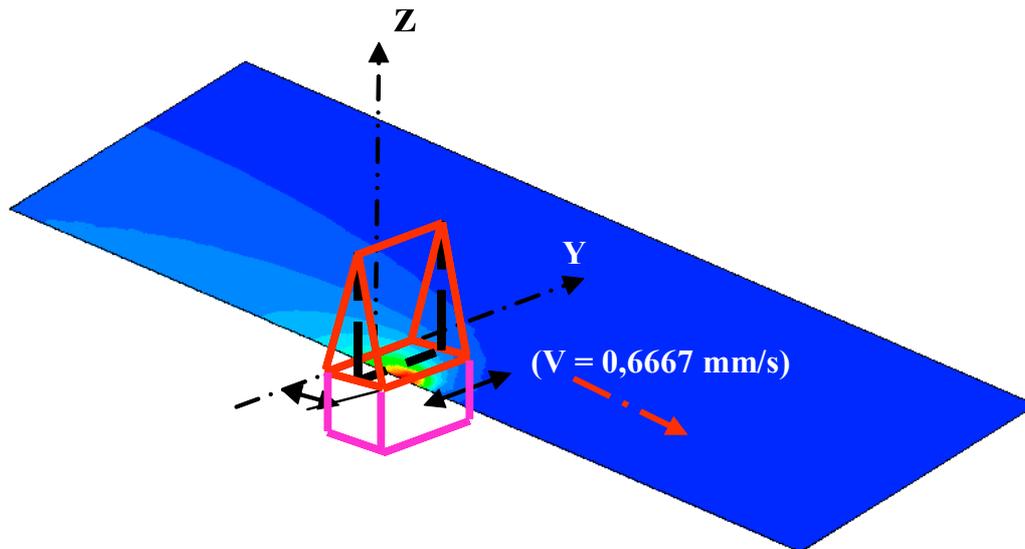


Figure 8-8 : Modélisation du flux

Le volume final dans lequel le flux est appliqué est donc un parallélépipède de dimension : 5 dans l'axe du soudage x 3 dans la direction transversale x 2.5mm dans la direction de l'épaisseur.

Nota :

Dans le calcul, cette densité maximale du flux de chaleur est atteinte à 5mm du bord de la plaque, ce qui ne correspond pas exactement à la condition de l'essai (appendice).

8.4.6 Gestion du métal d'apport

Pour le soudage multi-passes, un problème particulier est posé par l'apparition, lors de l'incrémentation d'une passe, de matière qui n'était pas présente lors de la passe précédente. D'un point de vue thermique, ce problème peut être résolu de deux façons différentes :

Première méthode : Cette solution consiste à ne considérer qu'un seul modèle contenant toutes les passes et à « désactiver » artificiellement les cordons non encore déposés en leur imposant une conductivité thermique nulle. Cet artifice peut provoquer des fortes oscillations numériques de la température dues à la discontinuité de la conductivité aux interfaces entre les cordons. C'est néanmoins cette méthode qui est la plus utilisée dans la littérature vue qu'elle est la plus économique en temps de calcul.

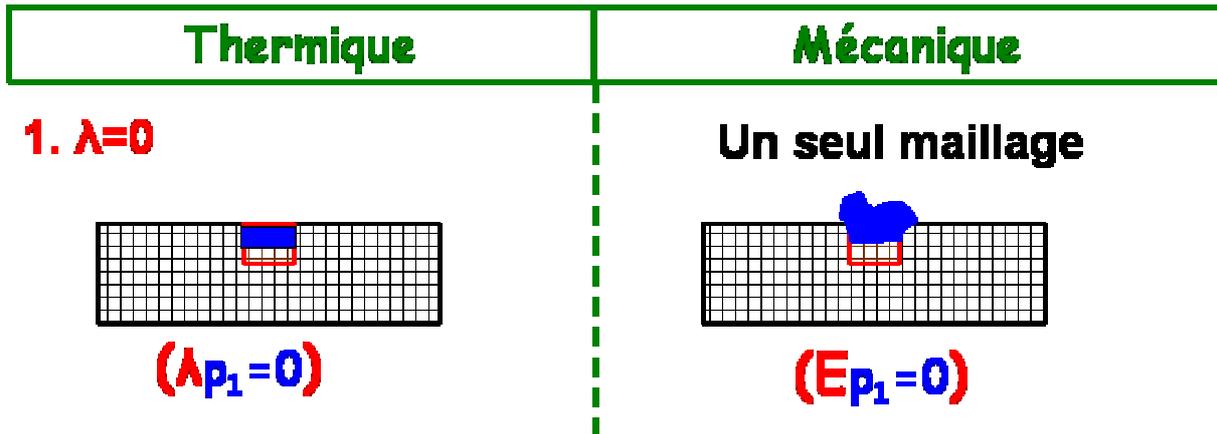


Figure 8-9 : Modélisation métal d'apport (1ère méthode, cas « maquette 24-25 »)

Deuxième méthode : C'est la méthode des modèles emboîtés ; on effectue un calcul thermique non linéaire transitoire, passe par passe, en ajoutant à chaque passe dans le modèle thermique correspondant les éléments finis modélisant le cordon de soudure déposé au cours de la passe. Ainsi, chaque passe i dispose d'un modèle thermique comprenant les cordons de soudure de numéros 1 à i . On a donc des modèles thermiques emboîtés au sens suivant :

- Si modèle thermique i ($moth_i$) désigne la passe i
- Et $moth_j$ désigne le modèle thermique de la passe j
- Alors $moth_i \subset moth_j$ si $i < j$.

Ceci pose un problème lors de l'enchaînement des calculs thermiques. Les champs de température du modèle $moth_i$ n'étant pas définis en tous les noeuds du modèle correspondant à la passe suivante $i+1$. Il faut donc effectuer un prolongement des champs calculés d'un modèle à l'autre.

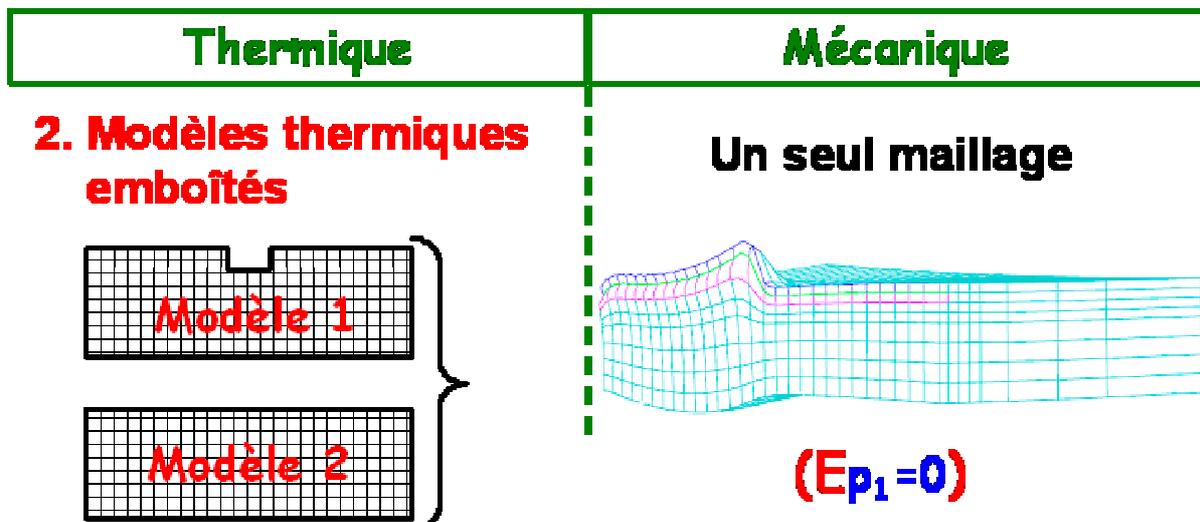


Figure 8-10 : Modélisation métal d'apport (2ème méthode, cas « maquette 24-25 »)

Il est alors nécessaire de prolonger les champs de températures d'une passe à l'autre sur le nouveau modèle, en affectant pour la première passe la température 26°C (température ambiante) dans la partie correspondant au métal de la deuxième passe. Cette procédure de prolongement de champ est décrite dans le rapport [EDF R&D] pour un calcul 2D. Cette seconde méthode a été choisie et a été transposée ici au cas 3D.

L'efficacité respective de ces deux types de méthodes est discutée dans les références, [Radaj], [EDF R&D], [Lindgren 3], [Lindgren 4], [Lindgren 5].

8.4.7 Détermination de l'intensité du flux

La forme et la répartition de l'apport de chaleur étant fixées, il reste à déterminer son intensité. C'est au moyen des comparaisons calculs-expériences des résultats thermiques en certains points (Cf. Figure 8-11).

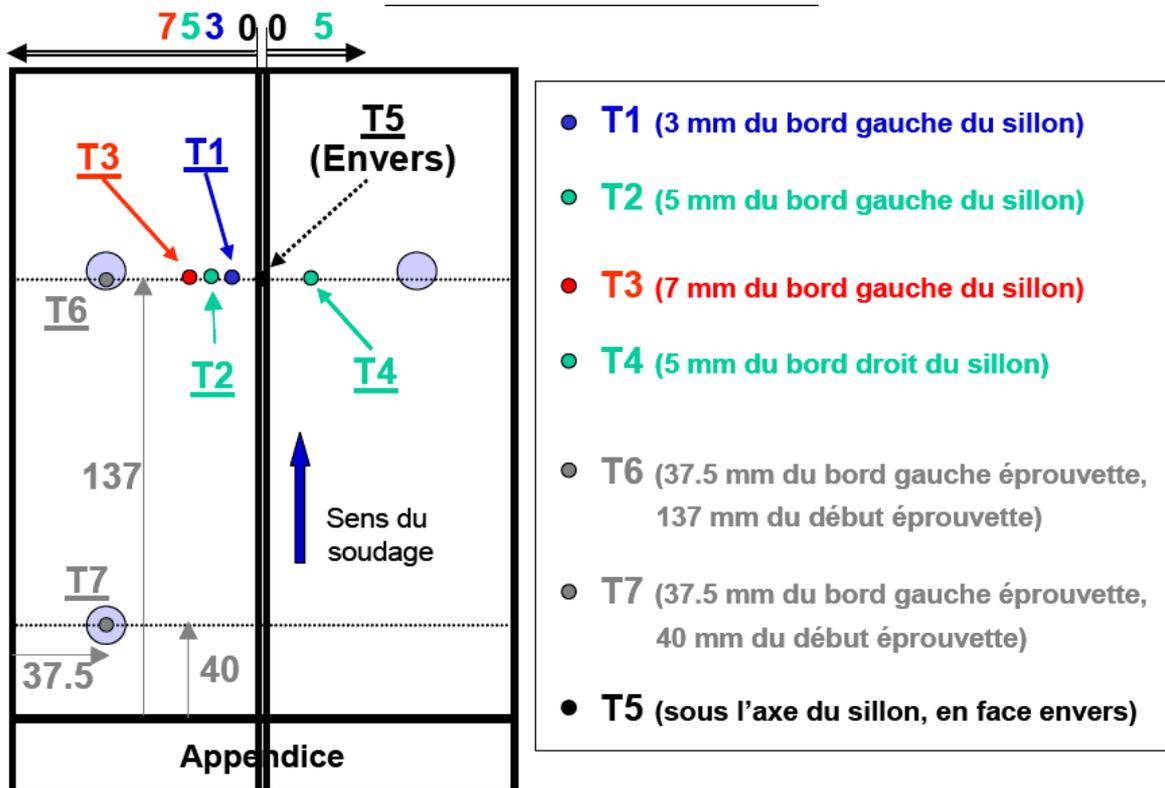


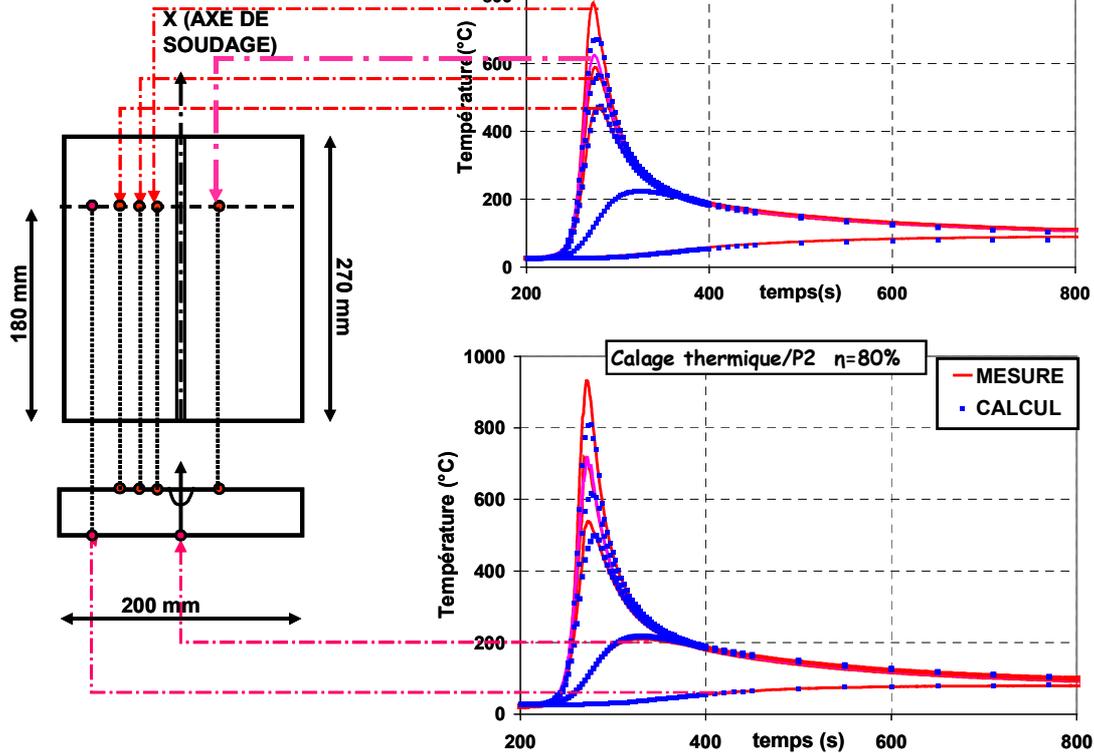
Figure 8-11: Position des thermocouples

Les courbes ci-dessous récapitulent les calages de températures, mesurées et calculées par la simulation 3D avec une valeur de rendement de $\eta=80\%$. Un écart calcul-mesure subsiste cependant (maximum : 9% environ) pour les températures en des points très proches du chanfrein, en face supérieure. Ceci peut sans aucun doute être amélioré en modifiant l'étalement de la source de chaleur.

**Mesures de Températures :**

Face sup : Y = 3,5,7 mm du bord du chanfrein

Face inf : Y = 0 mm et 37,5 mm

*Figure 8-12 : Calage thermique en 3D*

Le calage de ce paramètre η a été effectué sur le maillage présenté ci-dessus, mais en quasi-stationnaire, de façon à pouvoir faire rapidement plusieurs calculs. Un coefficient $\eta = 80\%$ a ainsi été déterminé (le même pour les deux passes).

8.4.7.1 Mise en donnée mécanique

Contrairement au calcul thermique, le calcul mécanique ne comporte qu'un seul modèle pour les deux passes, et celui-ci comprend l'ensemble du maillage. Lors de la première passe, les éléments finis correspondant au métal d'apport de la deuxième passe sont « désactivés » en leur affectant un module d'Young « quasi-nul », comme cela est recommandé dans le rapport [EDF R&D]. La valeur de module d'Young de « désactivation » est de 5% de la valeur de E à température ambiante. Cette valeur peut sans doute être diminuée (on a constaté que la diminution de module d'Young au delà de 5% peut conduire à des discontinuités locales et à des problèmes de convergence. Quel que soit le choix effectué, il faut s'arranger pour que la contrainte dans le métal non déposé soit la plus faible possible à l'issue de la passe précédente.

8.4.8 Bridage et conditions d'appuis

La Figure 8-13 présente les différentes positions des capteurs de déplacements : Verticaux (D1, D2, D3, D8, D6) et latéraux (D4, D5, D7).

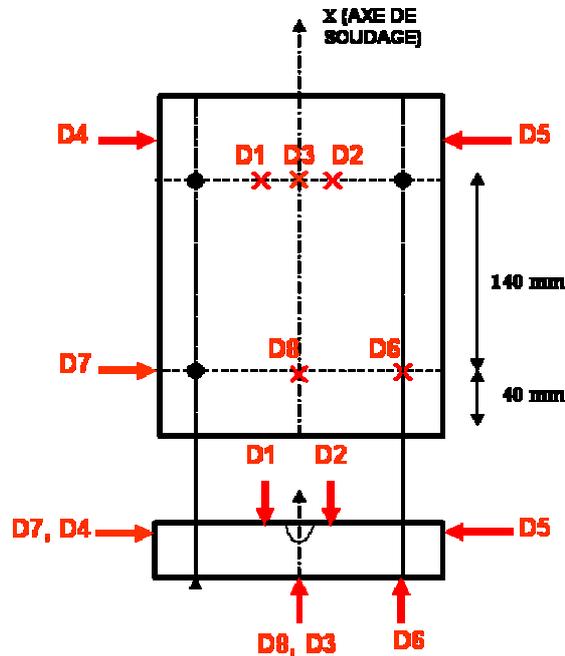


Figure 8-13 : Localisation des capteurs déplacements

Par souci d'économie de temps de calcul, une modélisation symétrique a été menée d'une demi-plaque qui repose sur 2 appuis, ce qui implique une modélisation d'une plaque sur 4 appuis, qui n'est pas totalement conforme à l'expérience (éprouvette reposant sur 3 plots d'appui). La justification s'appuie sur l'indication du capteur de déplacement D6, installé à l'emplacement de l'appui manquant qui enregistre un déplacement vertical (selon l'axe Z) très faible (Cf. Figure 8-14), et de la symétrie de la sollicitation thermique (thermocouple T4).

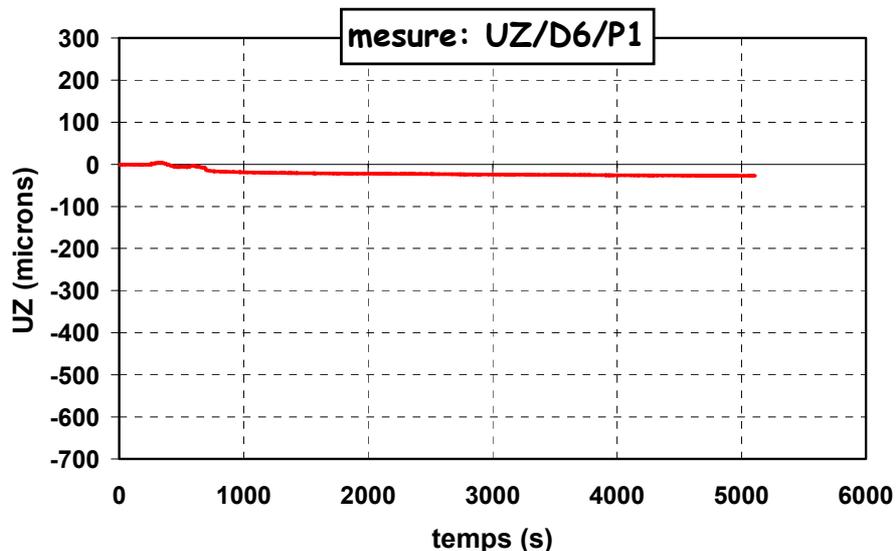


Figure 8-14 : Mesure de déplacement verticale à l'emplacement de l'appui libre

Ainsi la symétrie du problème est justifiée suite à une symétrie thermique et mécanique de la plaque.

Les déplacements selon Y (direction transversale) sont imposés nuls sur le plan de symétrie. Pour faire converger les calculs il est nécessaire de bloquer un nœud, on a choisi le premier nœud d'appui.

Nota : La présence de l'appendice a été entièrement négligée dans les simulations qui seront présentées par la suite.

8.4.9 Lois de comportement

Les premières analyses sont réalisées avec des modèles élasto-plastiques classiques (C, I). En ce qui concerne les paramètres élastiques, le coefficient de Poisson est considéré constant, égal à 0,3 (il n'est pas nécessaire a priori de prendre en compte sa variation avec la température). La valeur du module d'Young est variable en fonction de la température et elle est prise constante à partir de 1000°C, avec une valeur « minimale » égale à 5% de la valeur à 20°C. Là encore, cette valeur peut sans doute être diminuée quelque peu sans avoir trop de problèmes de convergence, mais cela ne devrait pas trop jouer sur les résultats obtenus.

Pour le coefficient de dilatation [EL-Ahmar 8], et pour des températures supérieures à la température de fusion, ce coefficient est pris constant, comme cela est couramment effectué dans la littérature. Cette condition est peut-être un peu trop pénalisante, car elle peut conduire dans certains cas à des déformations irréalistes des cordons de soudure. Parfois, le coefficient de dilatation est artificiellement diminué après la température de fusion, mais cela doit être effectué avec prudence.

Les calculs élasto-plastiques ont été effectués avec l'hypothèse d'un écrouissage linéaire, soit purement isotrope, soit purement cinématique, une analyse d'un chargement thermique est réalisée avec chaque modèle afin de qualifier la qualité de la modélisation.

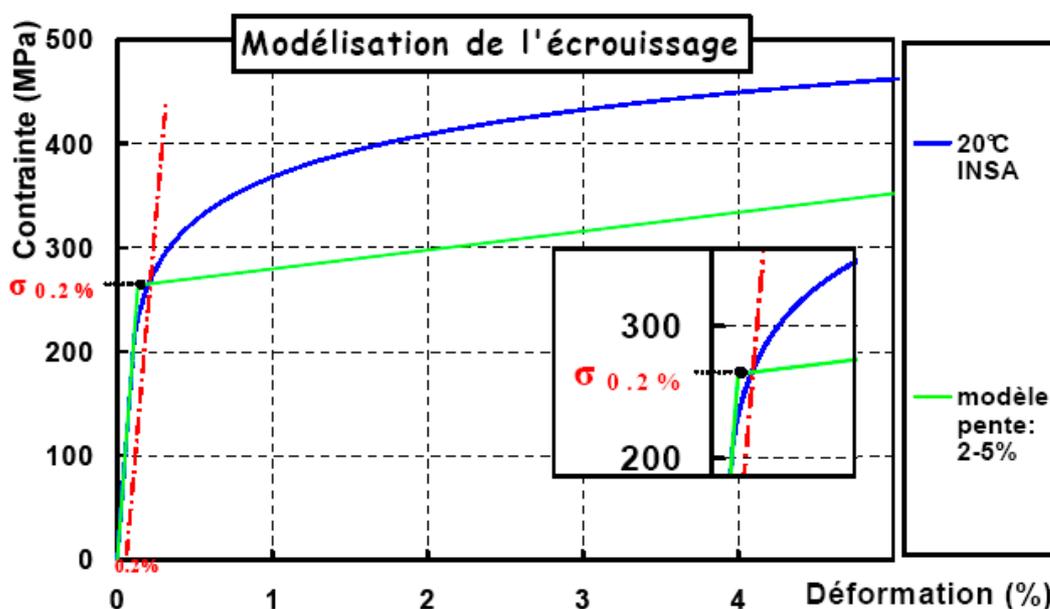


Figure 8-15: Modélisation bilinéaire de la loi de comportement ($\sigma_{0.2\%}$, E , ET)

Le choix de la limite d'élasticité a été fait en tenant compte d'une modélisation bi-linéaire (Figure 8-15) de la loi de comportement. Le meilleur compromis retenu est de choisir la limite expérimentale à 0,2% de déformation plastique (limite conventionnelle), qui donne par ailleurs les meilleurs résultats globalement en contraintes et en déplacement.

Pour les calculs viscoplastiques (V - I), on a fait le choix d'utiliser la viscosité de type Norton avec des paramètres visqueux, fonction de la température, définis dans la base de données « *BIFE_{316L}* » ([EL-Ahmar 8]). De plus, ce modèle visqueux présente l'avantage de dégénérer en modèle de type fluide newtonien pour les très hautes températures. Pour ce travail on se limitera au modèle visqueux de type Norton introduit dans le logiciel Code_Aster.

8.4.10 Résultats mécaniques

8.4.10.1 Déplacements

La

Figure 8-16 représente le déplacement vertical calculé du plan médian de la « maquette 24-25 », en fonction du temps. Cette figure argumentée par la Figure 8-17, montre que le chauffage provoque un gonflement important de la partie centrale.

- Au début du chauffage, la plaque monte légèrement vers le haut étant donné que la dilatation en partie supérieure est plus forte qu'en partie inférieure (Cf. $t=30s$).
- Puis les zones environnantes de bridages perdent de rigidité. La plaque subit donc un affaissement, en même temps qu'un gonflement de sa partie centrale (Cf. $t=120s$).
- Lors de la coupure du chauffage, la partie supérieure de la plaque commence à se rétracter, alors que la partie inférieure, qui continue de chauffer par conduction, se dilate. Une chute brutale de la plaque vers le bas est alors observée (Cf. $t=390s$).

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. Après homogénéisation de la température dans la plaque, l'équilibre mécanique final tend à redresser la plaque. 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.

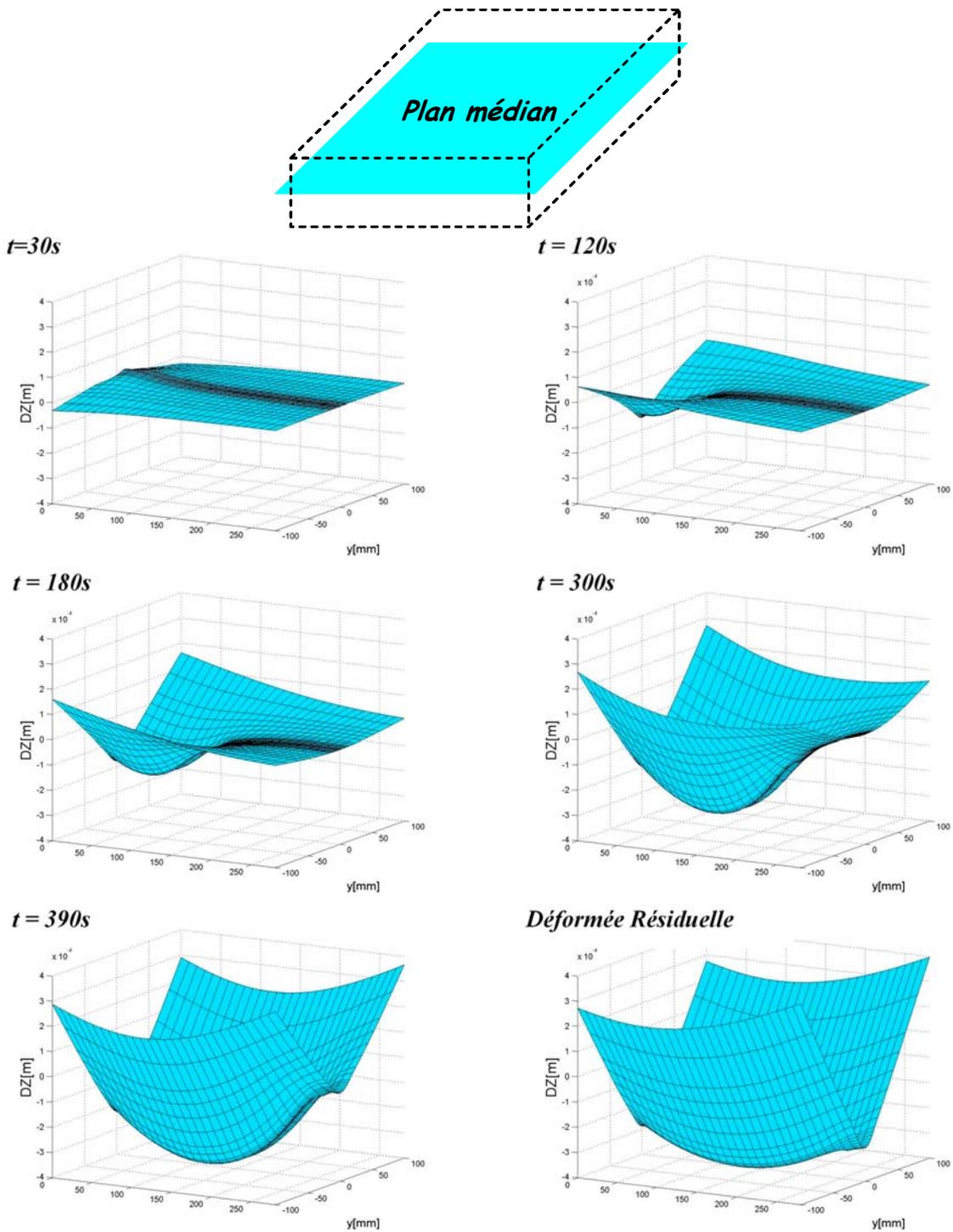


Figure 8-16 : Évolution de la déformation verticale du plan médian durant à la 1ère passe

Figure 8-16 et Figure 8-17 montrent que les distorsions sont occasionnées au voisinage du cordon de soudure et que la géométrie résiduelle est convexe.

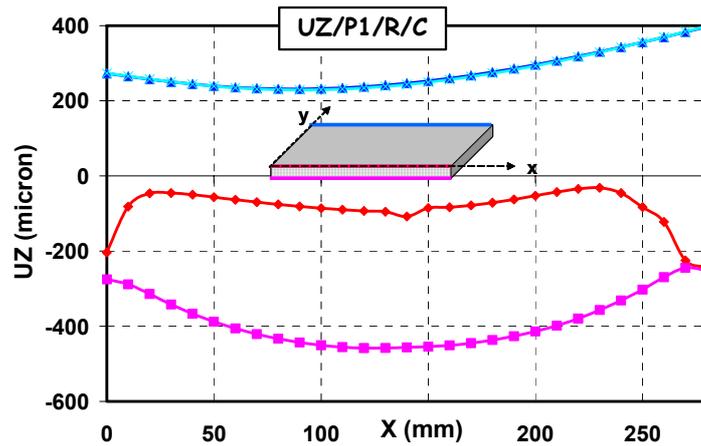


Figure 8-17 : Distorsions selon X des bords de la plaque

Les déplacements verticaux mesurés sont comparés aux résultats de calculs élasto-plastiques pour la première et la seconde passe, d'une part avec l'hypothèse d'un écrouissage entièrement isotrope (I) entièrement cinématique (C) et d'autre part avec l'association de l'effet visqueux (V). On note sur la Figure 8-18 que l'effet visqueux réduit l'écart entre calcul et expérience, que ce soit avec un écrouissage cinématique ou isotrope.

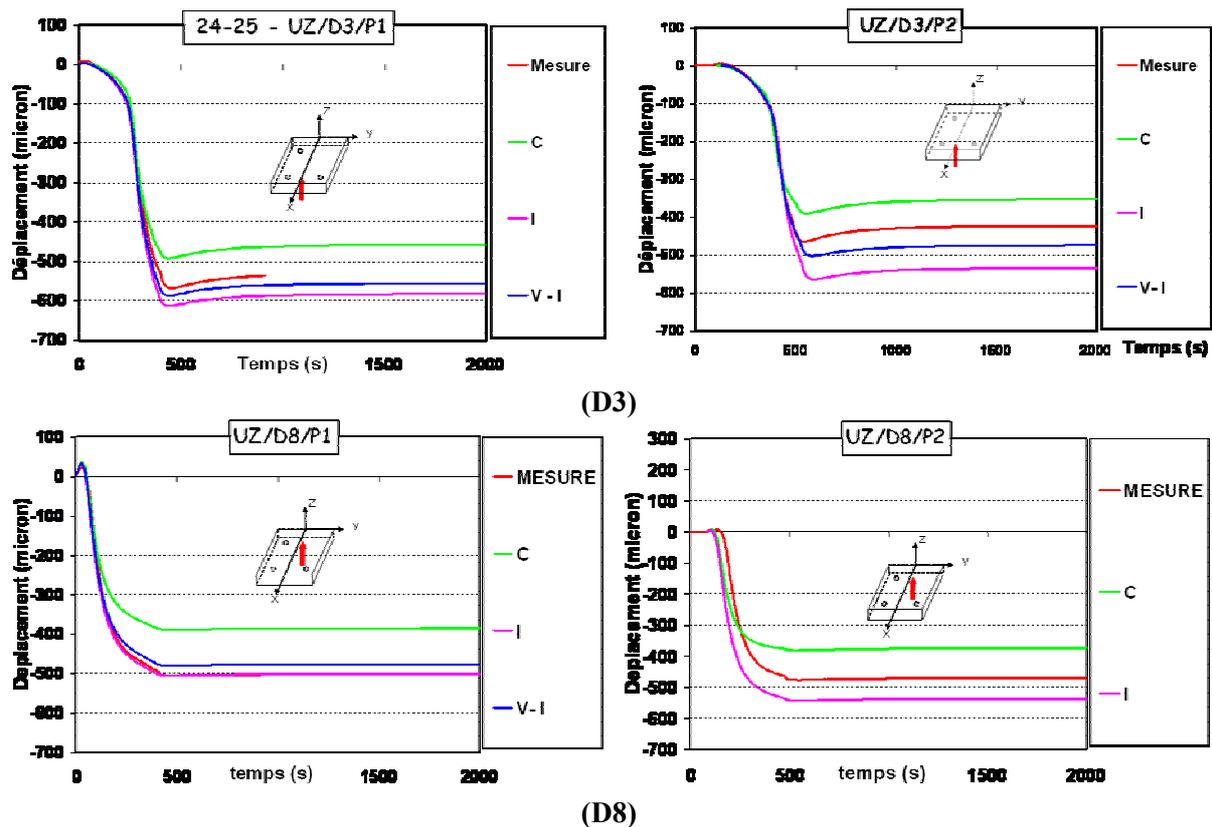


Figure 8-18 : Déplacements verticaux en D3 et D8 de la face inférieure

- ✓ A l'instant de la coupure du chauffage, on constate un changement de pente sur la courbe des déplacements (Cf. Figure 8-18).

Lors de la seconde passe, la différence de déplacements calcul-expérience s'amplifie.

Nota : Pour chaque passe, tant pour l'expérience que pour le calcul, l'état initial est remis à zéro.

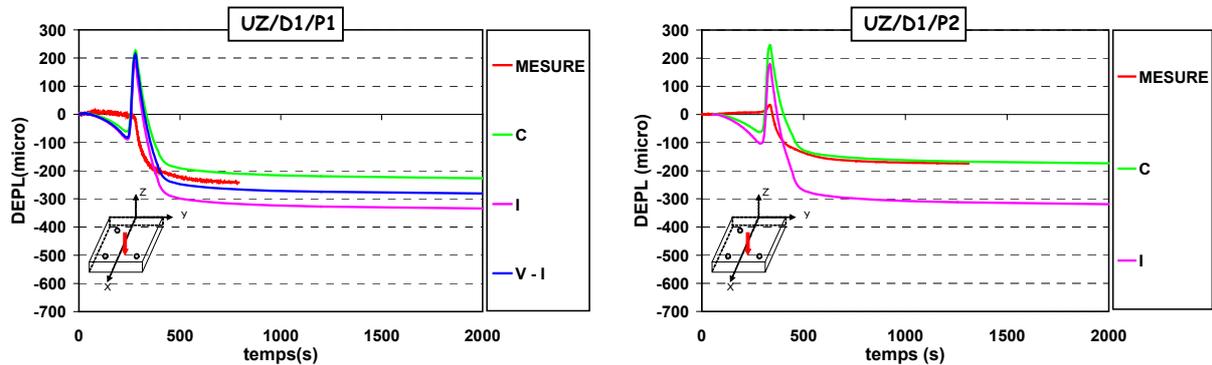


Figure 8-19 : Déplacement vertical en D1 situé au bord du chanfrein en face supérieure

Le « pic » de déplacement obtenu par le calcul, n'est pas aussi prononcé que dans l'expérience (Figure 8-19). Il correspond au passage de la source TIG au droit du point considéré ; lors du passage de la source, les températures sont très élevées et les propriétés matériau utilisées dans le calcul sont prises constantes au-delà d'une certaine température. C'est notamment le cas du coefficient de dilatation thermique. Par conséquent, une déformation thermique très importante est obtenue dans le chanfrein lors du passage de la torche. Autre argument, à très hautes températures l'histoire des déformations doit être restaurée chose qu'on n'a pas fait lors de nos modélisations.

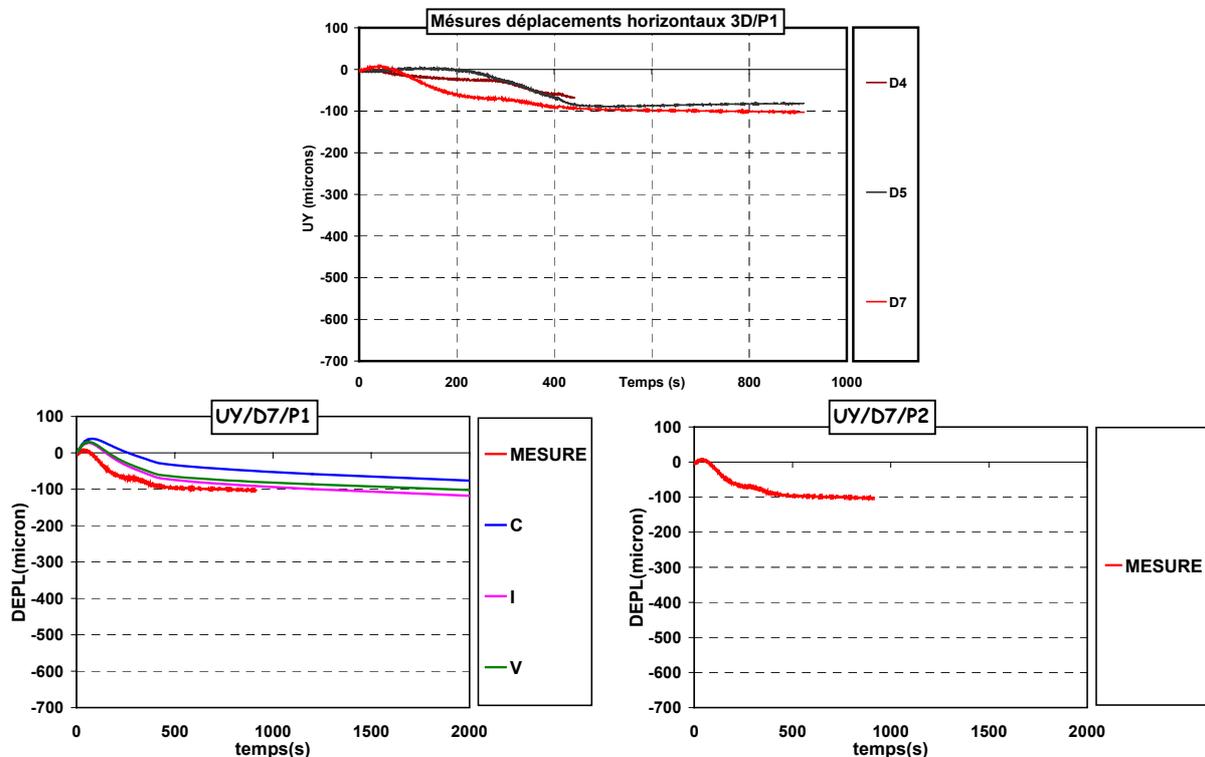


Figure 8-20 : Déplacements horizontaux en D4 & D7

Les déplacements horizontaux mesurés sont relativement faibles (Figure 8-20) et relativement symétriques.

8.4.10.2 Déformations

Sur la Figure 8-21, la répartition 3D, de tenseur résiduel des déformations, calculée (calcul élasto-plastique avec écrouissage cinématique linéaire (C)) dans le plan médian (XY) à la fin de la 1ère passe est représentée.

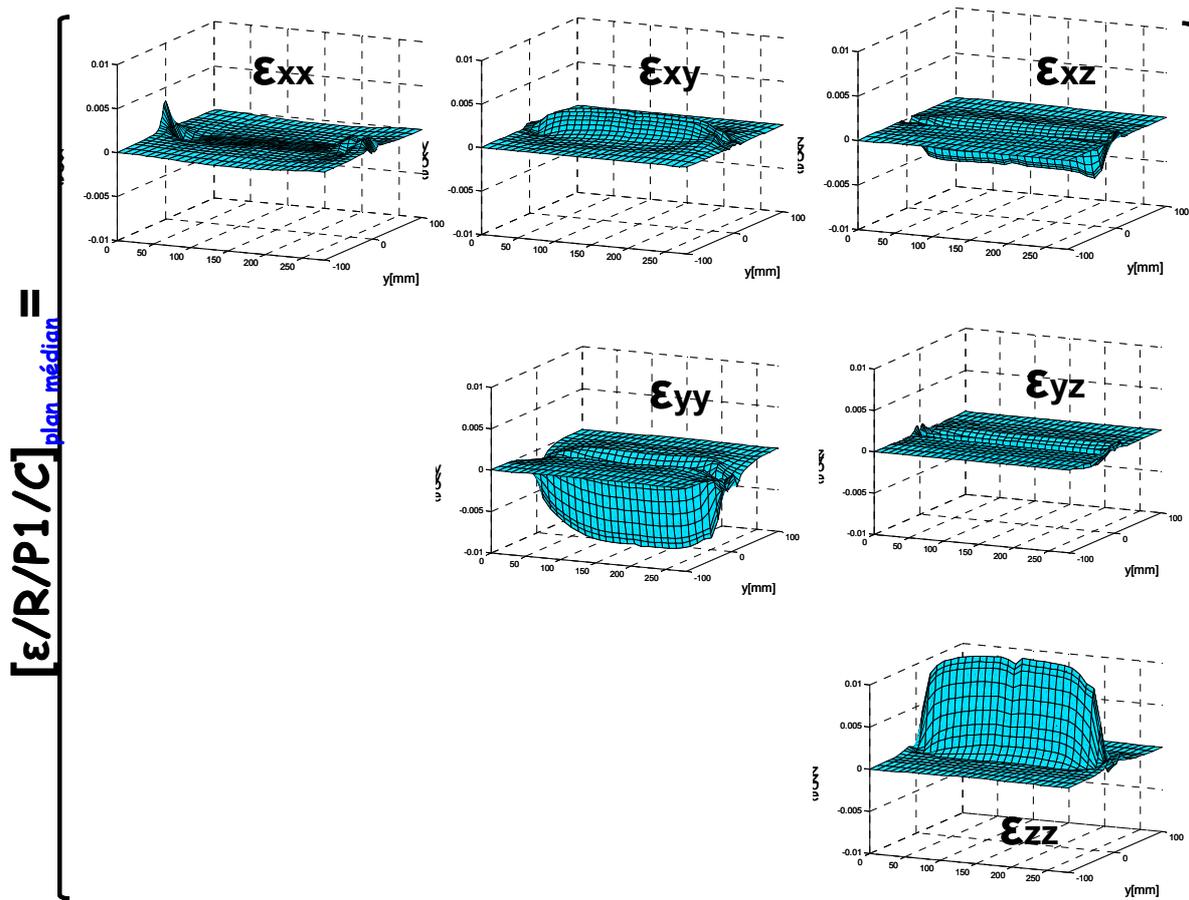


Figure 8-21 : Tenseur de déformations résiduelles dans le plan médian (1ère passe)

- ✓ *Le soudage génère un faible taux de rotation, ce qui justifie qu'un calcul avec l'hypothèse des grandes déformations donne les mêmes résultats qu'un calcul avec l'hypothèse des petites déformations. Cette conclusion est validée sur les deux cas test « NeT-TG1 » et « Maquette 24-25 » donc elle peut être généralisée pour le soudage TIG des structures en acier 316L.*
- ✓ *Le taux de rotation généré par le soudage est faible. Donc a priori un calcul 2D contraintes planes (2DCP) peut reproduire d'une manière satisfaisante l'état de contraintes 3D dans le plan (X, Y) de la plaque. Nous validerons cette hypothèse au chapitre suivant.*

8.4.10.3 État résiduel des contraintes

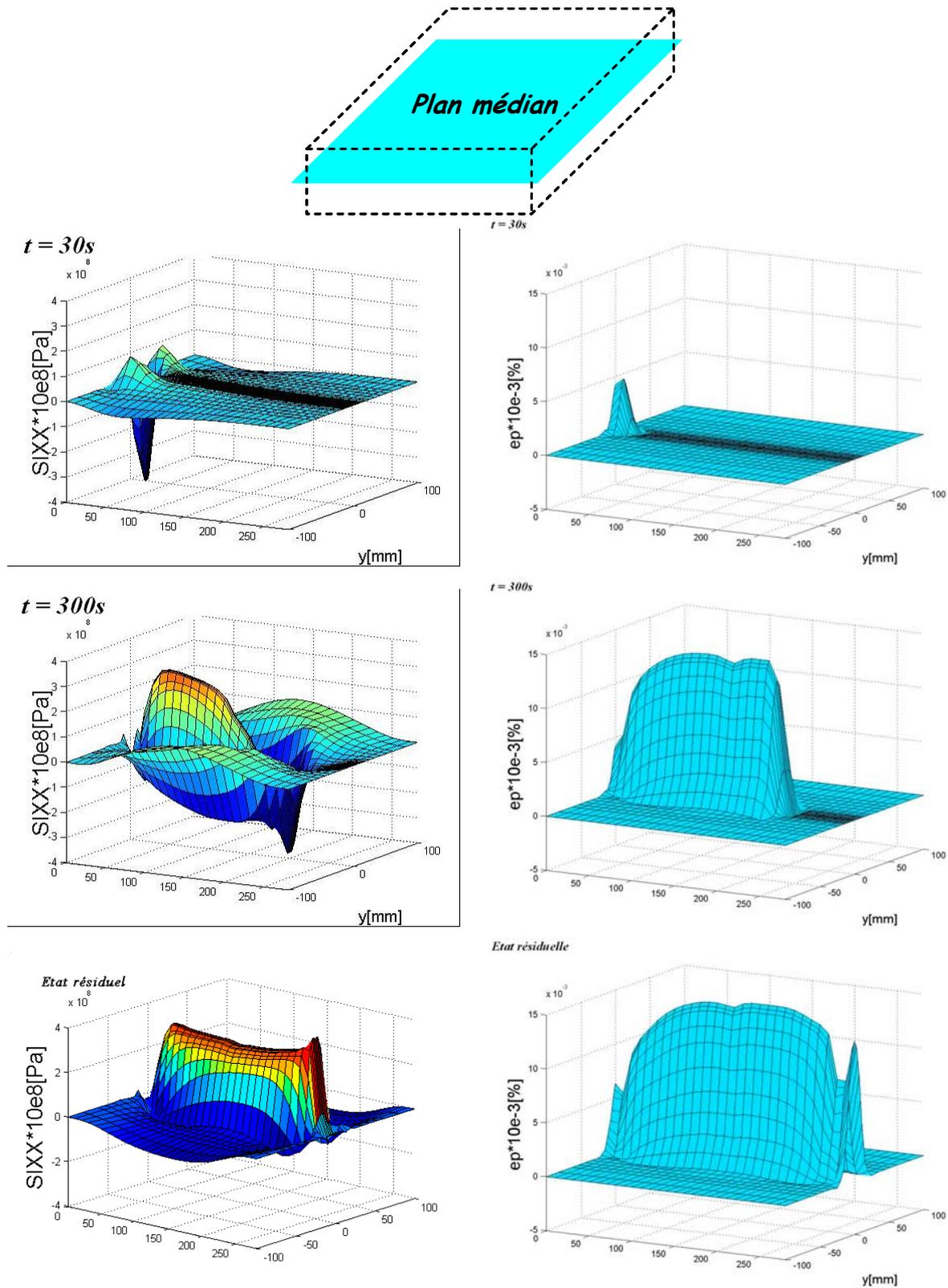


Figure 8-22 : Évolution de la contrainte longitudinale (S_{IXX}) synchronisée à la déformation plastique cumulée dans le plan médian lors à la 1ère passe.

La Figure 8-22 montre l'évolution de l'état de contrainte SIXX en fonction de temps ainsi que la déformation plastique associée.

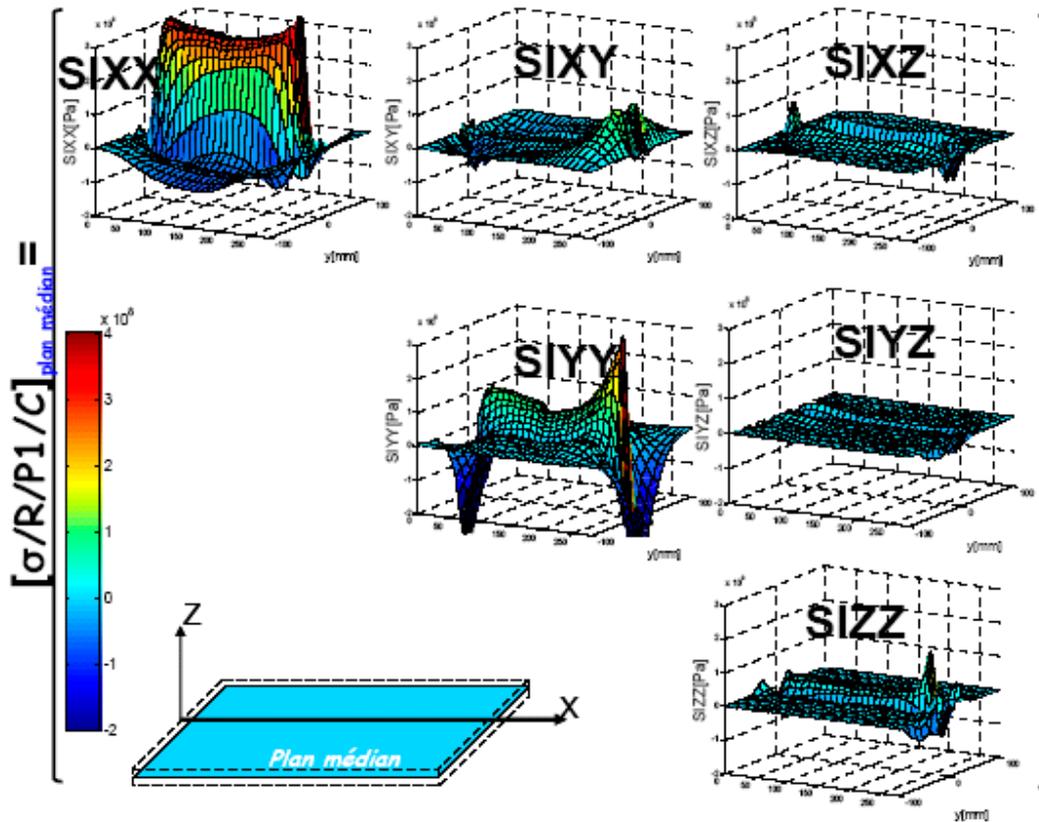


Figure 8-23 : Tenseur de contraintes résiduelles dans le plan médian (1ère passe)

L'état de contraintes résiduelles à l'issue de chaque passe est majoritairement longitudinal (contraintes dans la direction de soudage) et transversale. La répartition des contraintes est : de la traction au centre et de la compression sur les bords latéraux de la plaque. La

Figure 8-23 donne la répartition 3D, dans le plan médian du tenseur de contraintes résiduelles relatif à la 1ère passe (calcul élasto-plastique avec écrouissage cinématique (C)).

Les figures suivantes (Figure 8-24/Figure 8-26) donnent une image globale de trois essentielles composantes de tenseur résiduel de contrainte (S_{iXX} , S_{iYY} , S_{iXY}) pour la première et la deuxième passe.

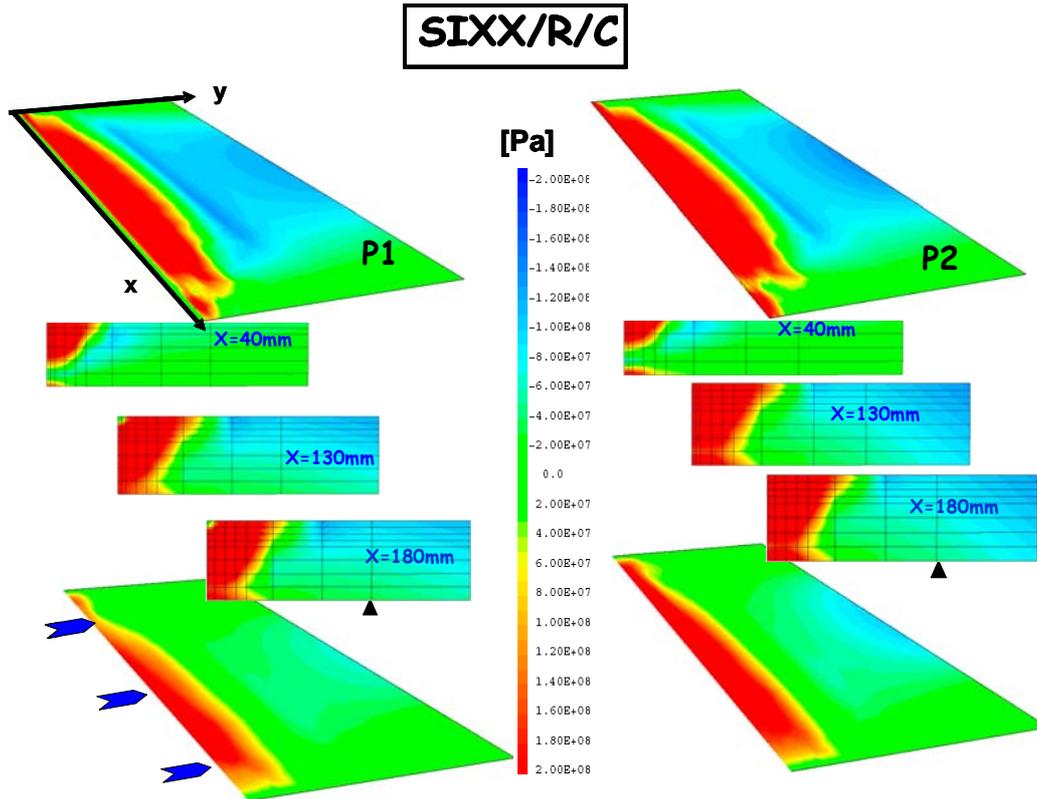


Figure 8-24 : Contrainte longitudinale résiduelle (1ère et 2ème passe)

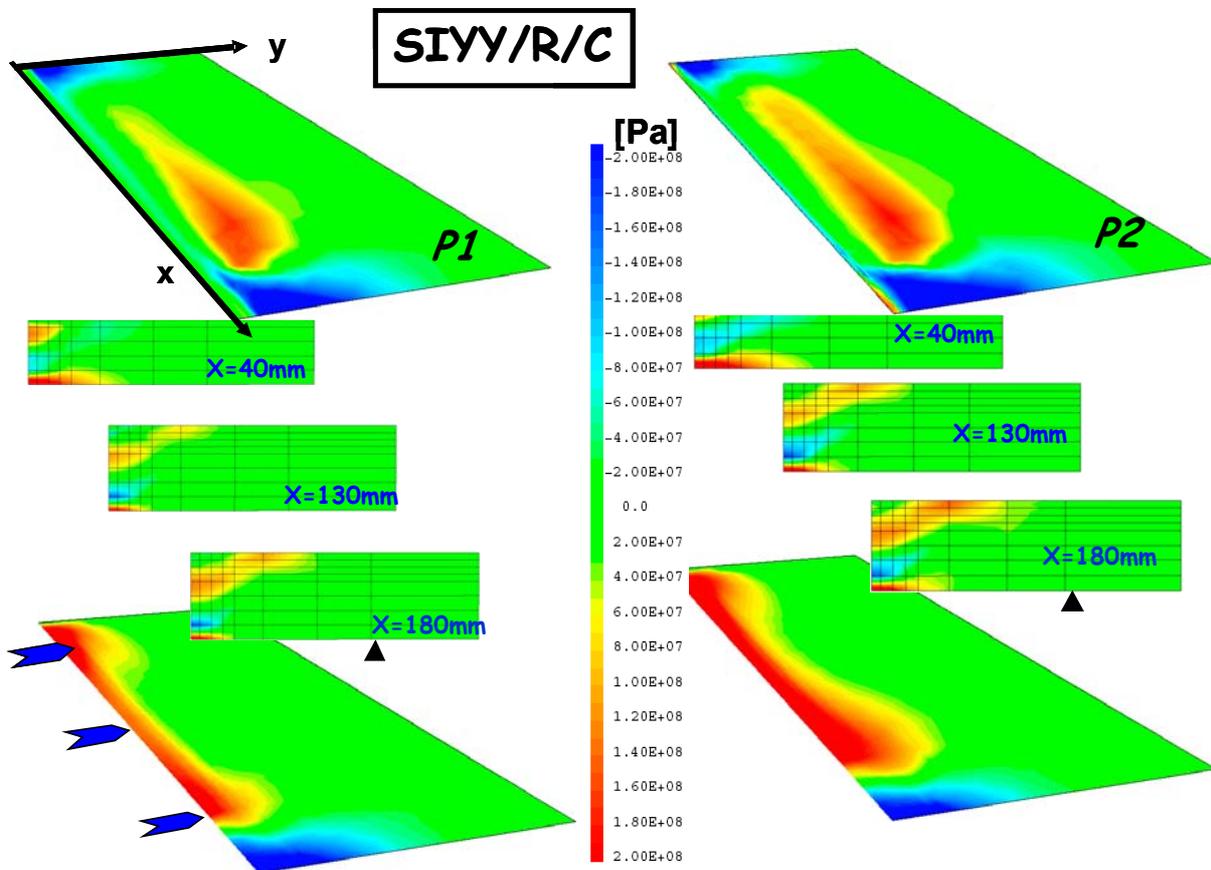


Figure 8-25 : Contrainte longitudinale résiduelle (1ère et 2ème passe)

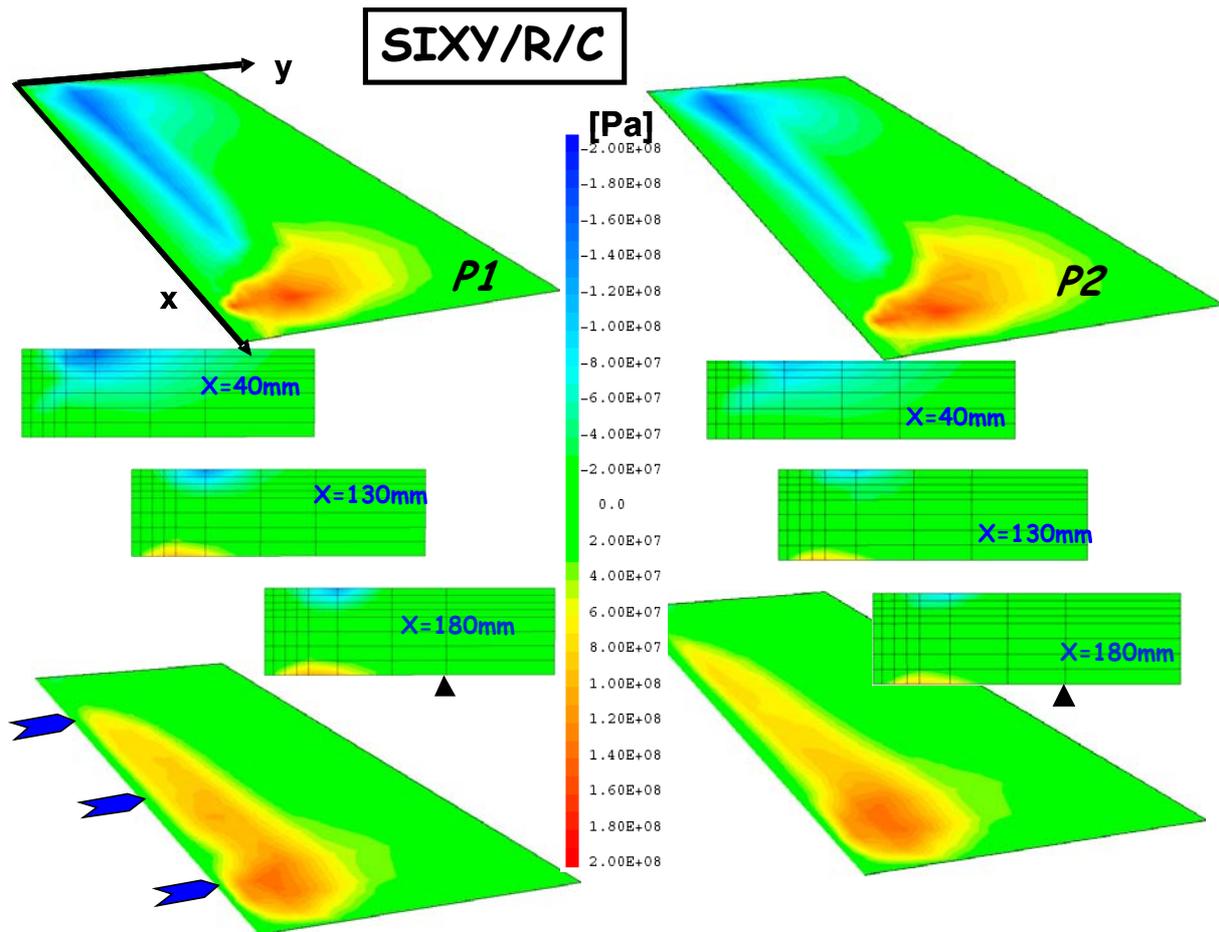


Figure 8-26 : Contrainte longitudinale résiduelle (1ère et 2ème passe)

De ces comparaisons, les points suivants sont relevés.

- ✓ *L'état de contrainte longitudinale est sensiblement identique le long de l'axe excepté vers les bords.*
- ✓ *L'état de contrainte est similaire entre la première et la seconde passe, avec des contraintes légèrement plus importantes après la deuxième passe.*
- ✓ *Cette analyse numérique indique les zones où il serait intéressant d'effectuer des mesures de contraintes résiduelles. Les mesures sur la maquette 24-25 ont été effectuées dans la section transversale, à mi-longueur et en surface, ce qui n'est pas assez satisfaisant comme il a été démontré sur le cas test « NeT-TG1 ». En effet on recommande lors de la réalisation d'un benchmark de soudage de réaliser des mesures dans l'épaisseur vu que les analyses en surface sont peu sensibles au chargement thermique, à la vitesse de la torche et au maillage.*

Nota : La Figure 8-23, montre que l'état des contraintes généré par le soudage est principalement longitudinal et transversal. On remarque que cette conclusion se généralise sur les autres cas tests.

Donc on va se focaliser dans nos analyses mécaniques sur la composante longitudinale de tenseur résiduel des contraintes.

8.5 VISCOSITE (MAQUETTE 24-25)

La Figure 8-27 présente la comparaison calcul-expérience, de la contrainte résiduelle longitudinale, réalisée sur la fibre supérieure de la section transversale située à mi-longueur ($X = 130 \text{ mm}$). Dans cette comparaison, la mesure de la contrainte résiduelle longitudinale est issue du cas test « S32 » très proche du cas test « maquette 24-25 ».

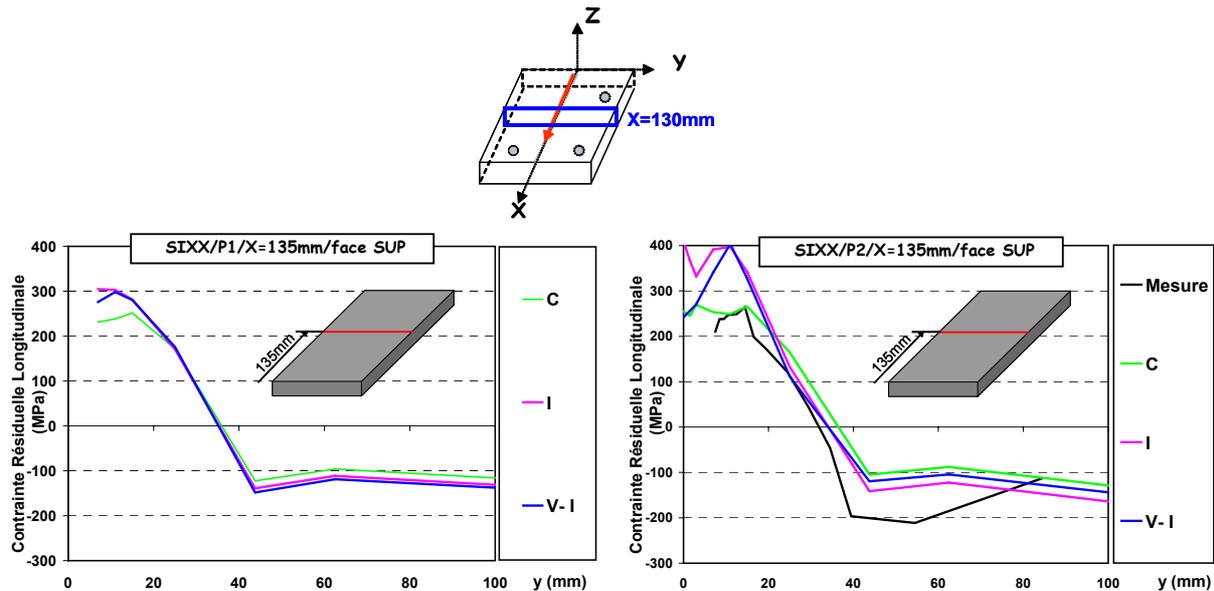


Figure 8-27 : contrainte résiduelle longitudinale, pour différentes modélisations, en face supérieure, à mi-longueur ($x=130\text{mm}$), (1ère et 2ème passe)

Les calculs élasto-plastiques ont été effectués avec l'hypothèse d'un écrouissage linéaire, soit purement isotrope (I), soit purement cinématique (C). Pour le calcul viscoplastique il est fait avec un écrouissage isotrope (V-I). Suite à ces comparaisons on a relevé les points suivants :

- √ *L'hypothèse d'un écrouissage isotrope conduit logiquement à un niveau de contraintes plus élevé en traction et en compression que celui donné par un calcul cinématique. A l'issue de la deuxième passe, la différence entre calcul isotrope et cinématique est encore plus prononcée.*
- √ *Donc, on peut maintenant généraliser la conclusion suivante ; la modélisation avec un écrouissage isotrope pur n'est pas recommandée, pour le cas des simulations numériques de soudage des aciers inoxydables, par le fait que ce type de simulation engendre un niveau de contrainte résiduelle plus important que la réalité et de plus en plus important avec l'incrémentation des passes.*

- ✓ *Et que une modélisation élastoplastique avec écrouissage cinématique linéaire donne une très bonne prédiction de l'état résiduel de contrainte longitudinal.*
- ✓ *L'association de l'effet visqueux n'a d'effet que très localement au voisinage du cordon de soudure.*

Dans cette dernière conclusion on contredit quelques résultats cités dans la littérature et qui recommandent la prise en compte de l'effet visqueux pour en garantir une bonne prédiction mécanique de la simulation numérique du soudage. Ce désaccord avec la littérature est expliqué par le fait qu'on a utilisé une base de données matériau 316L caractérisée à la même vitesse de déformation que celle des déformations calculées dans les zones plastiques générées par le soudage TIG pour les exemples traités dans ce mémoire (Cf. Figure 8-28). Donc l'effet visqueux est inclus en quelque sorte dans la base de données « *BIFE*_{316L} » pour une opération de soudage TIG.

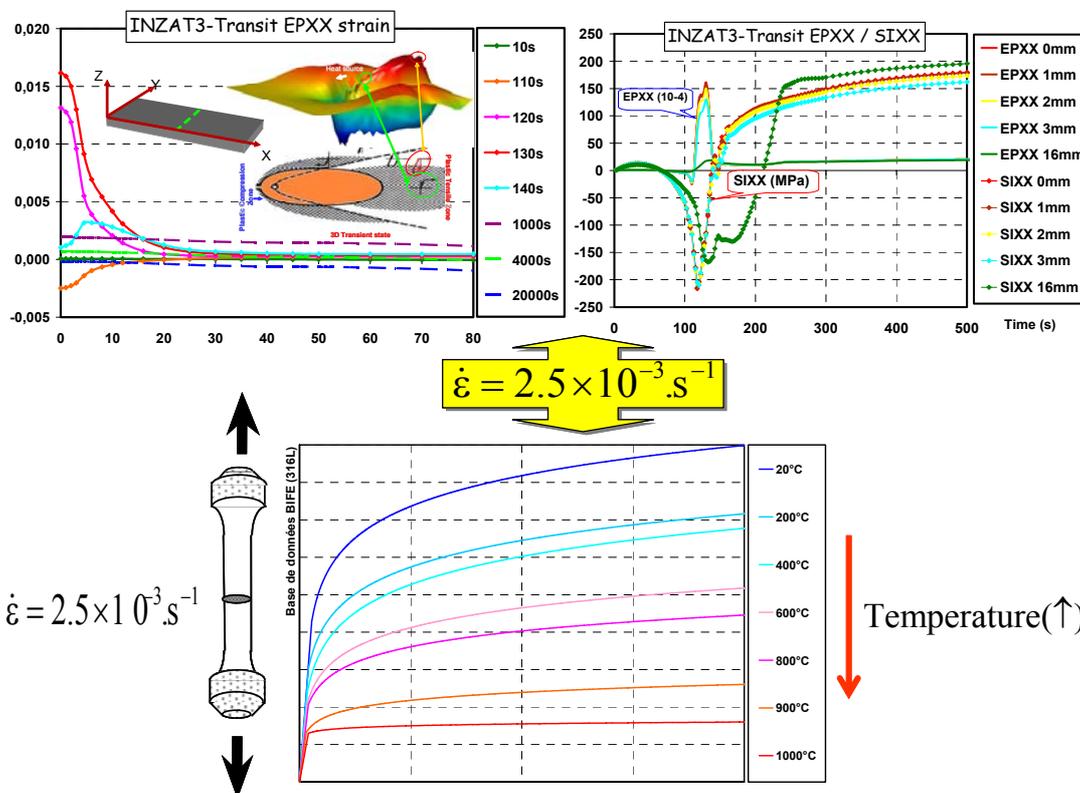


Figure 8-28: Choix de la vitesse de caractérisation de la Bdd 316L (« *BIFE*_{316L} »)

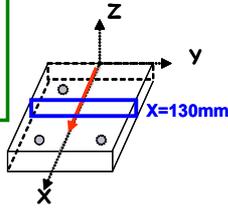
8.6 ANALYSE DE SENSIBILITE (MAQUETTE 24-25)

Dans le cadre de cette étude on a fait le choix de mener l'analyse de sensibilité en s'appuyant sur la méthode « classique ». Pour cela il a fallu construire des fuseaux d'incertitudes relatifs à chacun des paramètres. La construction de fuseaux réels d'incertitudes est une tâche très lourde et très coûteuse en temps. Des fuseaux arbitraires sont retenus en imposant une erreur de $\pm 10\%$ sur les paramètres d'entrées. Les comparaisons calcul-expérience présentées dans les figures suivantes (Figure 8-29 - Figure 8-33 Figure 4-1).

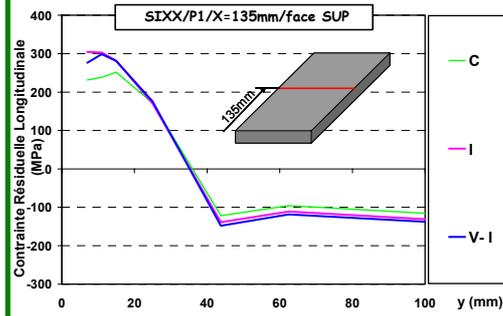


Effet visqueux :

C : Cinématique
I : Isotrope
V : Visqueux



SIGM-LONG



Déplacement-D3

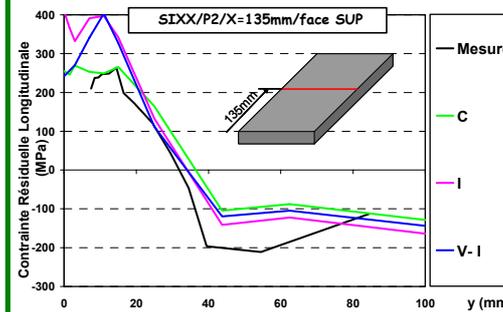
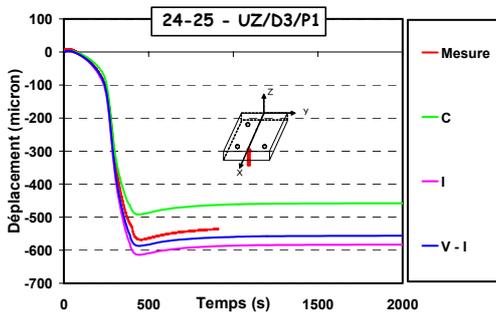
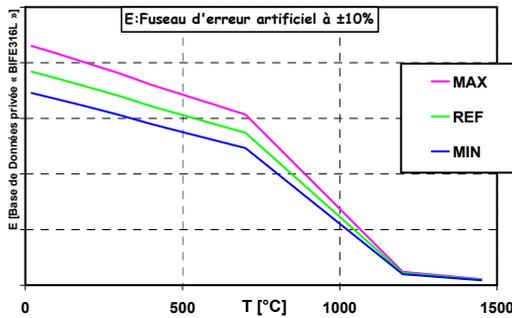
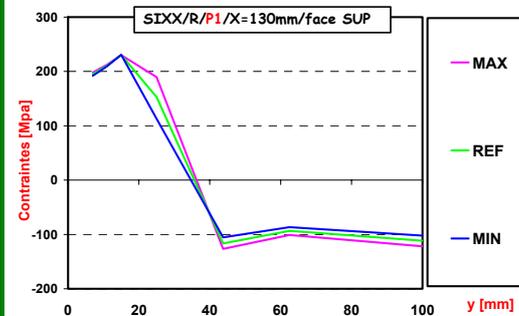


Figure 8-29 : Effet de modèles

Effet E :



SIGM-LONG



Déplacement-D3

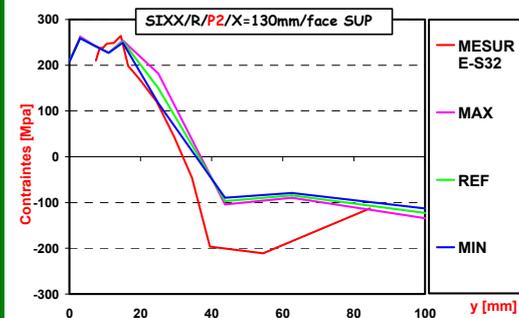
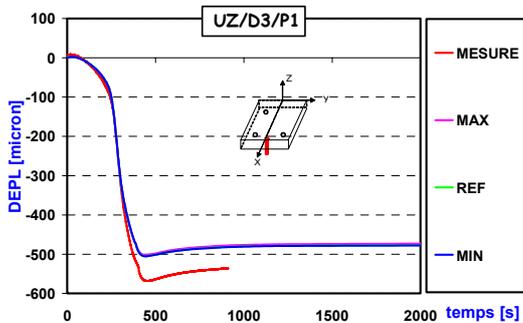
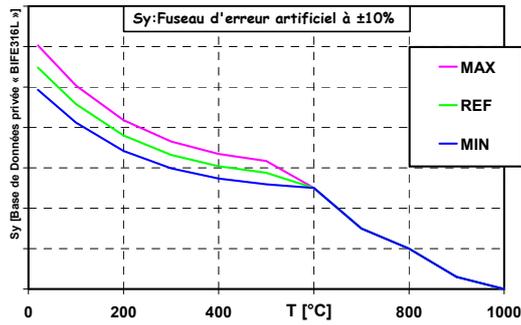


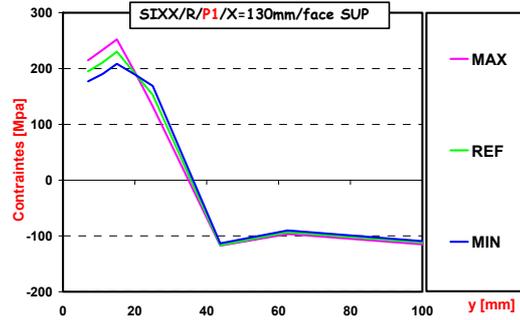
Figure 8-30 : Effet module d'YOUNG



Effet de $\sigma_{0.2\%}$:



SIGM-LONG



Déplacement-D3

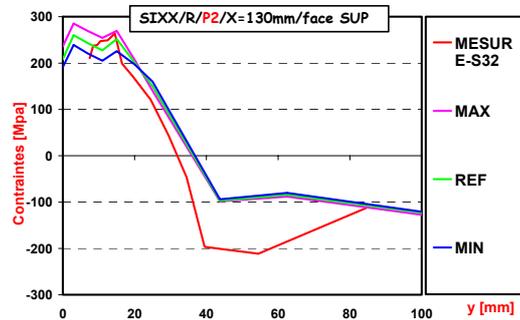
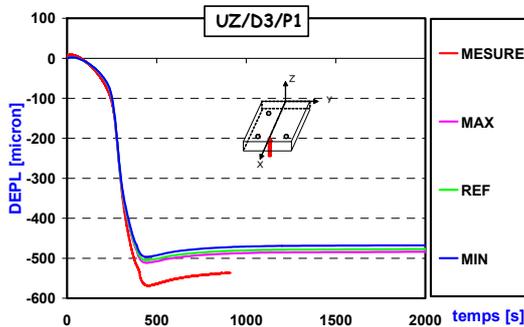
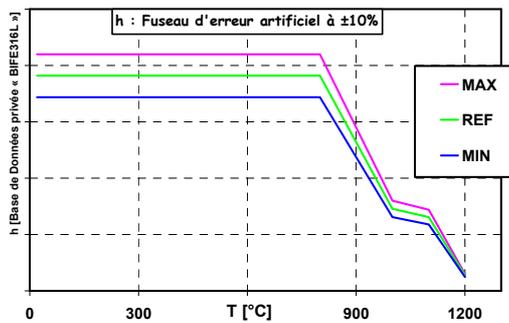
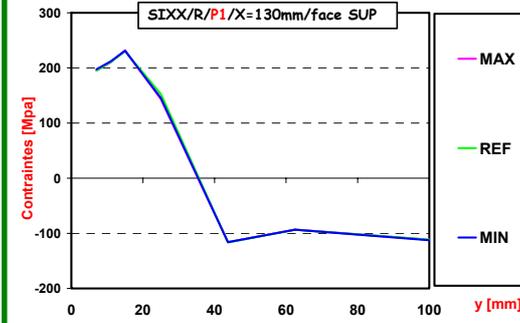


Figure 8-31 : Effet de la limite conventionnelle de non linéarité

Effet de l'érouissage :



SIGM-LONG



Déplacement-D3

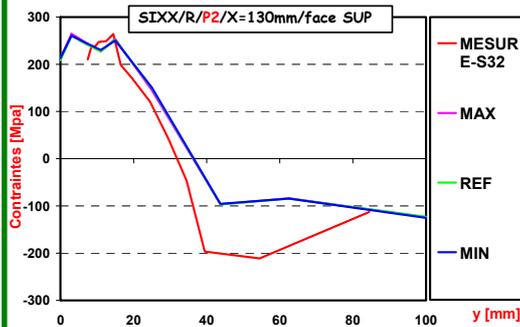
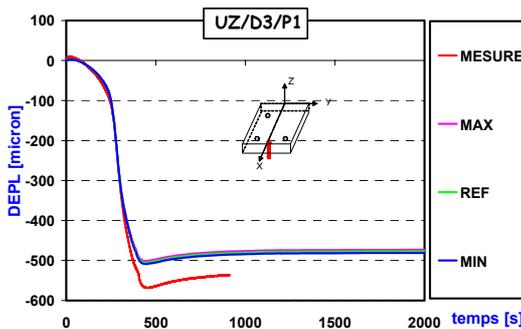
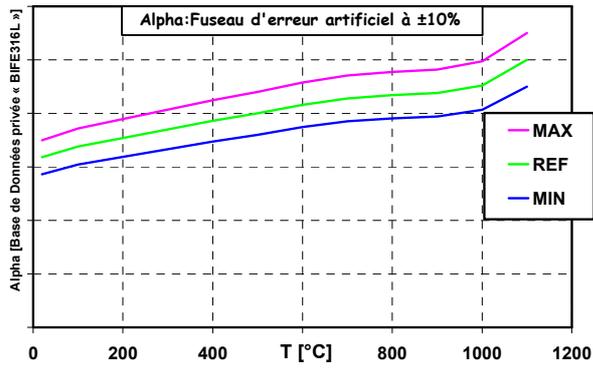


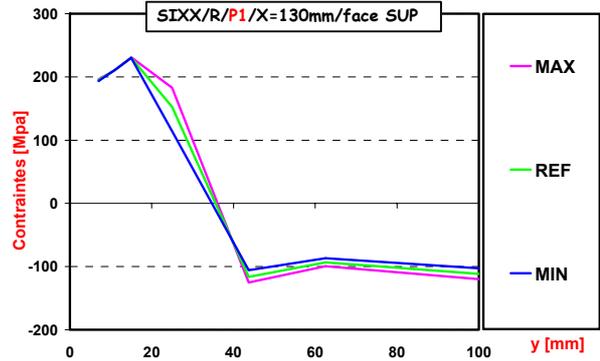
Figure 8-32 : Effet de module d'érouissage



Effet de Alpha :



SIGM-LONG



Déplacement-D3

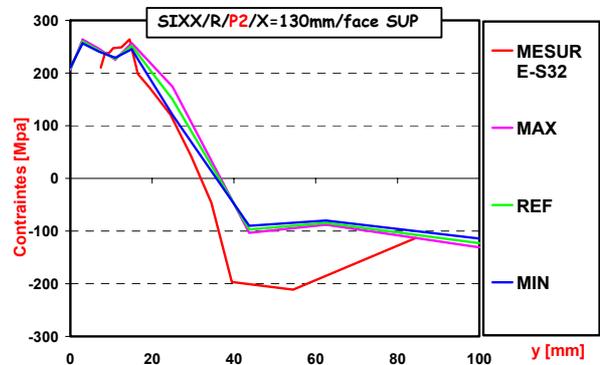
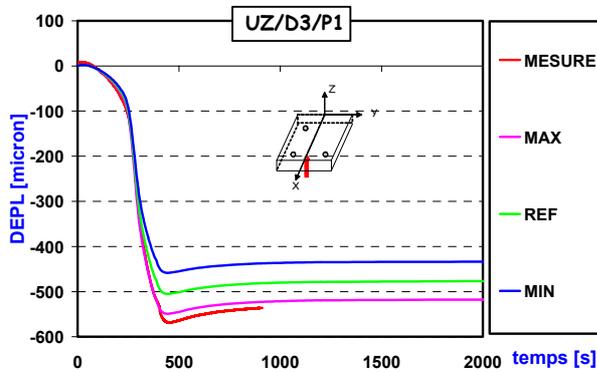


Figure 8-33 : Effet de coefficient de dilatation thermique

Comme le montre la Figure 8-33, la représentativité de la solution mécanique en terme de déplacements dépend essentiellement de la mesure du coefficient de dilatation thermique.

- ✓ *On peut conclure donc qu'avec une modélisation élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire une simulation numérique du soudage TIG des structures en acier 316L peut donner une solution représentative en contraintes et en distorsions si le coefficient de dilatation thermique est le bon.*

Les différentes conclusions déduites de l'analyse paramétrique réalisée sur le cas test « maquette 24-25 », sont synthétisées dans le tableau suivant :

Tableau 8-1 : Conclusions sur la sensibilité de la solution mécanique

	Déplacement	σ
E	f	f
$\sigma_{0.2\%}$	f	I
Et	f	f
Alpha	I	f
Type d'érouissage (Ciné, Iso)	I	I
Viscosité (vitesse torche)	m	I(1D) f(mesure & calcul)
N°passes	I(mesure & calcul)	I(mesure & calcul)

Remarque :

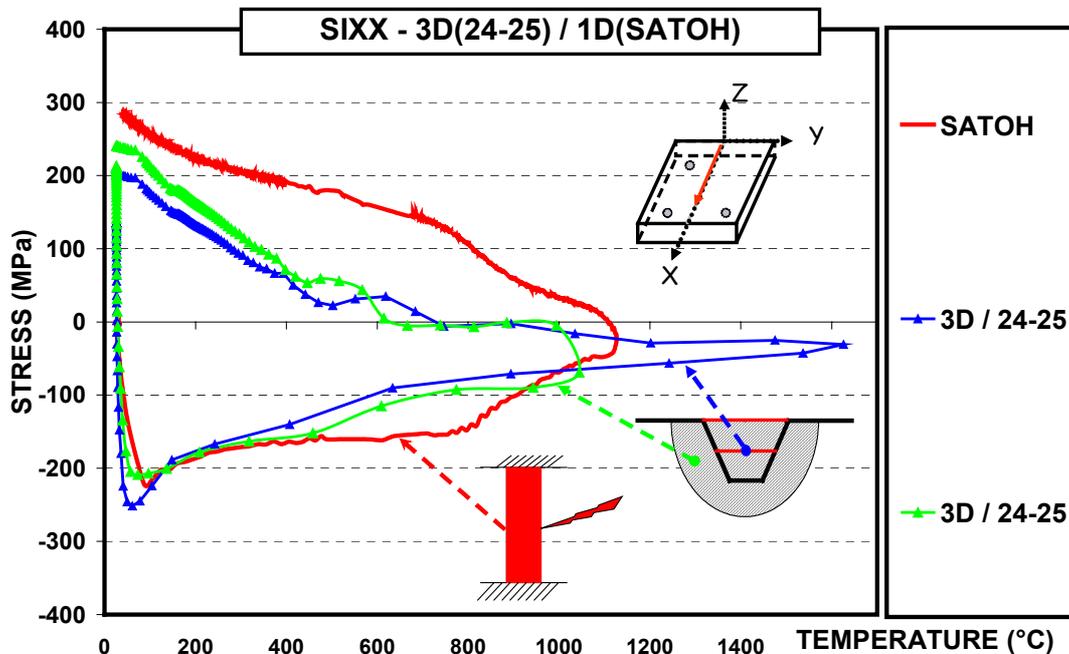


Figure 8-34 : Similitude 3D/1D

On constate une analogie entre le comportement du matériau d'un essai SATOH et le comportement de la contrainte longitudinale 3D, dans la zone fondue et la ZAT, de la maquette 24-25 (Cf.

Figure 8-34).

L'analyse de sensibilité relative au cas test SATOH, au moyen du Code_Aster, a donné le classement décroissant des paramètres les plus influant sur l'état de contrainte :

- Choix des modèles (C), (V-C), (I), (V-I)
- Évolution de E de $\pm 10\%$ vis-à-vis de E référence
- Évolution de $\sigma_{0.2\%}$ de $\pm 10\%$ vis-à-vis de $\sigma_{0.2\%}$ référence
- Évolution de E_T de $\pm 10\%$ vis-à-vis de E_T référence
- Évolution de α de $\pm 10\%$ vis-à-vis de α référence

√ *En ce qui concerne la contrainte longitudinale résiduelle calculée en 3D, les analyses précédentes montrent une analogie entre les conclusions observées sur les calcul 3D et celle observées sur le test SATOH. Donc, la conclusion suivante peut être énoncée : en 3D, l'état résiduel de la contrainte principale de soudage a la même sensibilité que celui de l'essai SATOH.*

Chapitre V : Robustesse des simulations Bidimensionnelles

9 SOLUTION REPRESENTATIVE D'UNE SIMULATION BIDIMENSIONNELLE

Suite à la remarque faite lors des analyses 3D ; les contraintes dans la direction de l'épaisseur sont négligeables. On peut penser qu'un calcul 2D contraintes planes pourrait donner une bonne estimation de l'état résiduel des contraintes calculé en 3D. Ce chapitre a pour objectif de vérifier cette intuition et de préciser les limites d'usage.

9.1 2D CONTRAINTES PLANES (2DCP)

L'approche 2DCP est la moins courante dans la littérature. Cette approche consiste à effectuer un calcul 2D en ne maillant que le plan moyen de la plaque. Dans cette configuration, les températures sont considérées comme indépendantes de l'épaisseur, et le calcul mécanique est effectué en contraintes planes (les contraintes dans l'épaisseur sont négligées). Ce type de modélisation bloque les déplacements verticaux durant l'opération de soudage ; 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.

Le plan moyen de la plaque est maillé de la même façon que celui d'une section longitudinale du 3D. On considère alors que la plaque possède une « épaisseur » unitaire, et que les températures, contraintes, etc., sont indépendantes de la position dans l'épaisseur. Ainsi, les contraintes dans l'épaisseur sont négligées et les déformations de la section n'ont lieu que dans le plan de la plaque.

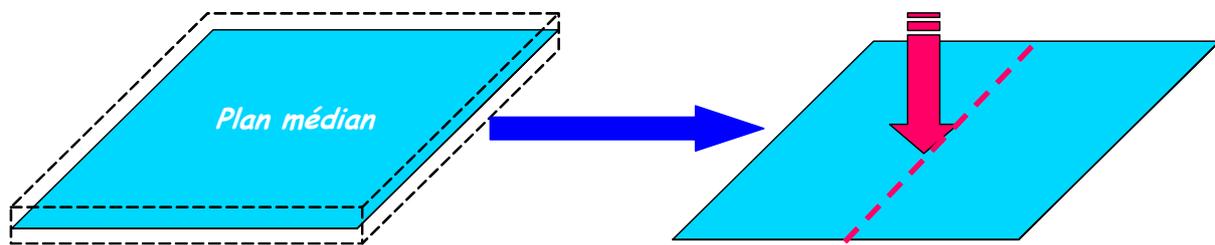


Figure 9-1 : Modélisation en contraintes planes

Le chargement thermique est modélisé de la même manière que celui du 3D (source de chaleur mobile) sauf que la source de chaleur sera surfacique. L'épaisseur étant unitaire (1m), la valeur du flux pour la simulation 2DCP sera de :

$$\text{Flux (cas 2D)} = \text{Flux (cas 3D)} \times 1m / 0,03m$$

Le calcul est mené selon la même procédure que celui du calcul 3D.

La Figure 9-2, montre la comparaison des trois composantes de tenseur résiduel de contraintes 3D avec les résultats 2DCP. On note une assez bonne concordance pour les trois composantes. Ainsi notre intuition est vérifiée ; qu'un calcul 2DCP donne une bonne corrélation avec un calcul 3D quant aux contraintes dans le plan médian. Cette remarque peut intéresser les industriels qui cherchent des outils et des moyens pour réduire les temps de calcul.

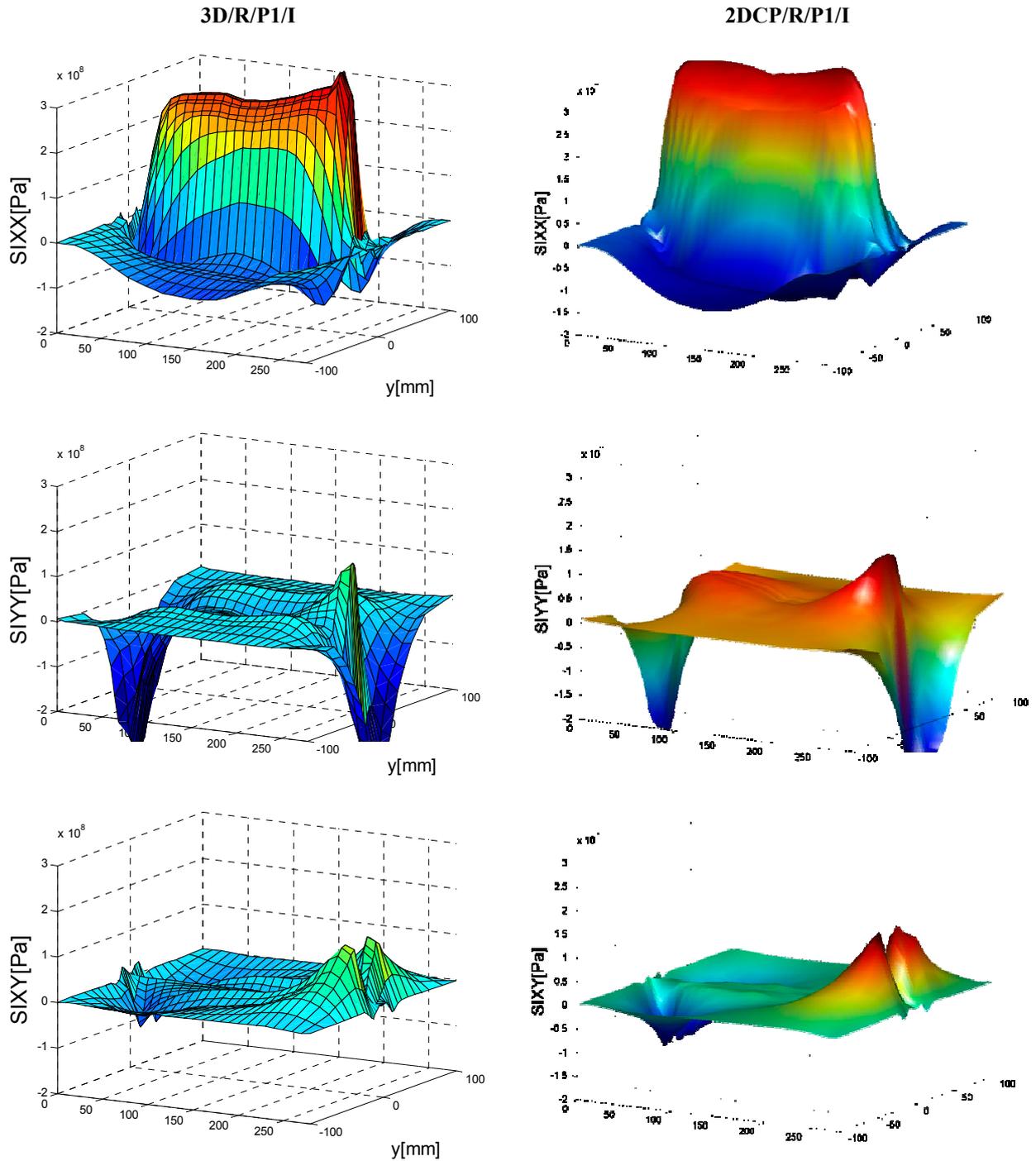


Figure 9-2: Comparaison de l'état de contraintes (plan X-Y) entre les modélisations 3D (plan médian) & 2DCP

✓ *Confirmant les observations sur la Figure 8-23, la simulation 2DCP reproduit bien l'état de contrainte dans le plan médian avec une simulation 3D (Figure 9-2).*

9.2 2D DEFORMATIONS PLANES (2DDP)

Les calculs 2D en déformations planes, sont conduits en ne maillant qu'une section transversale, perpendiculaire à l'avancée de la soudure, comme cela est couramment réalisé pour les simulations de soudage multipasses [Lindgren]. Une longueur unité est donc considérée selon l'axe de soudage, un calcul thermomécanique découplé est encore une fois considéré. Les données matériau sont toujours celle de la base de données « *BIFE_{316L}* ».

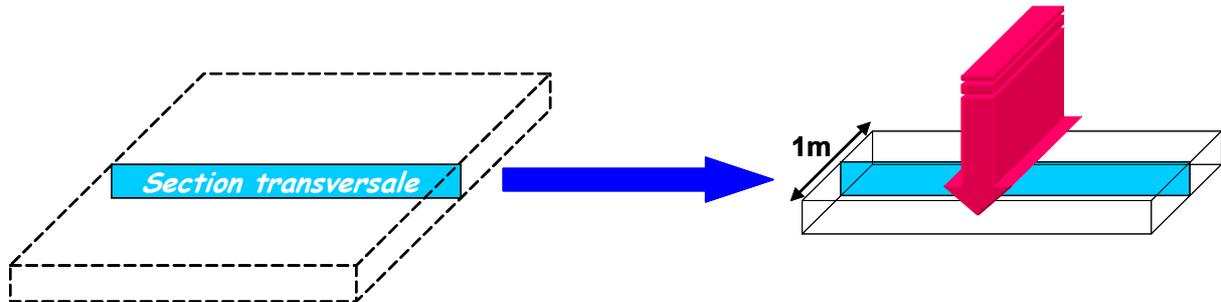


Figure 9-3 : Modélisation déformations planes

9.2.1 Hypothèses de calcul

Les hypothèses fondatrices sont les mêmes que celles prises en 3D.

9.2.2 Maillage

Étant donné les faibles temps de calculs mis en jeu par rapport au calcul 3D, il est possible ici d'adopter un maillage plus dense. Le maillage utilisé (Cf. Figure 9-4) présente 1747 nœuds (524 QUAD8 et 40 TRIA6).

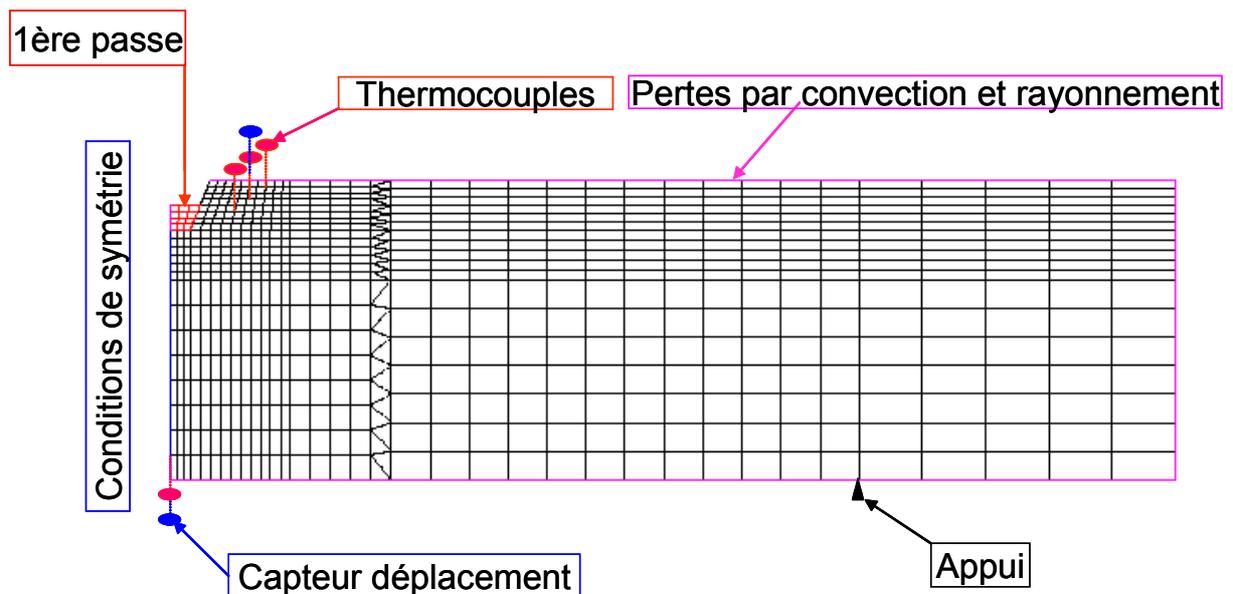


Figure 9-4: Maillage pour le calcul en déformations planes

Afin de faciliter la réalisation de la maquette numérique, la simplification de la géométrie du chanfrein a été faite en respectant la surface réelle (Cf. Figure 9-5).



Figure 9-5 : Simplification de la géométrie du chanfrein

9.2.3 Mise en donnée « thermique »

De même que pour le calcul 3D, la méthode des modèles thermiques emboîtés a été adoptée. Les propriétés thermiques utilisées, ainsi que les coefficients d'échanges radiatifs et convectifs utilisés, sont également les mêmes que pour le calcul 3D.

9.2.4 Modélisation de l'apport de chaleur

Dans le cas d'une simulation bidimensionnelle, il faut prendre en compte l'énergie totale de soudage par unité de longueur, déposée simultanément sur une longueur unité. En revanche, cette énergie est répartie dans le temps de façon à reproduire l'approche et l'éloignement de la source de chaleur (rappelons que dans ce type de modélisation le flux dans la direction de soudage est négligé).

Il existe alors différentes façons de répartir cette énergie sur la maquette numérique et dans le temps.

Pour la répartition d'énergie du soudage dans le maillage, il est possible de considérer une approche :

- En températures imposées, pour laquelle nous fixons une histoire de température en une partie du maillage (surface S, correspondant soit à la zone fondue relevée sur une macrographie, soit à la zone correspondant au métal d'apport uniquement). Il s'agit d'une montée de température en fonction du temps jusqu'à la température de fusion (1450°C), suivie ou non d'un temps de maintien. Pour la phase de refroidissement, des échanges radiatifs et convectifs sont considérés avec l'extérieur. Cette solution est écartée car on a déjà vu que avec cette méthode le bilan énergétique présente des incohérences.
- Un flux volumique imposé est appliqué à la partie du maillage correspondant au métal d'apport pour des raisons pratiques (simplicité de la maquette numérique). En effet, imposer le flux dans l'ensemble métal d'apport et zone fondue aurait nécessité un maillage plus coûteux et plus précis. La solution adoptée est donc

simple et rapide, mais n'est pas forcément la plus pertinente. On a fait le choix de cette méthode pour accomplir les simulations suivantes.

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'est pas aisé à réaliser avec la façon dictée par le programme Round Robin (Cf. annexe 14.4), il nécessite de nombreux calculs successifs.

La variation temporaire du flux imposé est donnée sur la Figure 9-6. Il s'agit d'une montée linéaire, suivit d'une descente symétrique sur une base de $t_2 = 40s$ (~égale à la montée mesurée en thermocouples). Le refroidissement s'effectue ensuite par convection, radiation avec le milieu ambiant. Les temps de montée et de descente ont été calés de façon à reproduire au mieux les cycles thermiques imposés.

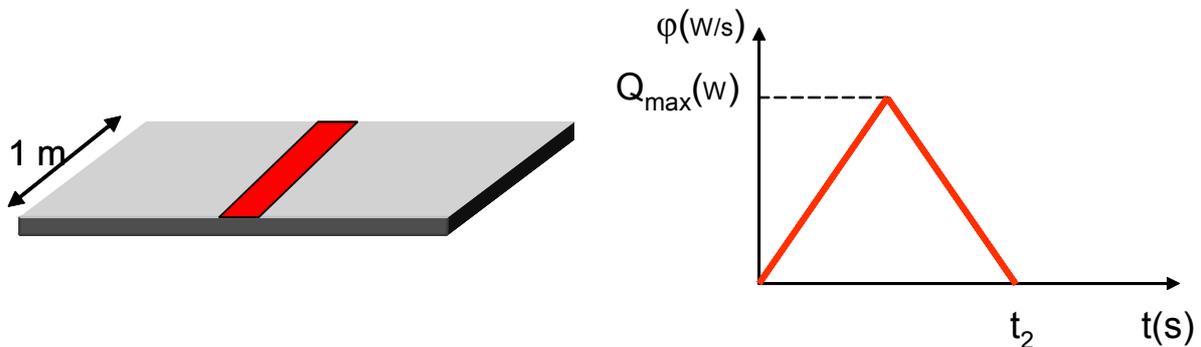


Figure 9-6: Fonction temporelle de variation du flux volumique

L'énergie totale absorbée (par unité de longueur) correspond à une fraction de l'énergie émise UI/V (V étant la vitesse de la source).

$\varphi = \text{flux cédé par le procédé TIG}$

$= \text{flux de calcul}$

$$\Rightarrow \varphi = \eta \frac{UI}{V_s S} = Q_{\max} \times \frac{t_2}{2} \quad \Rightarrow 2 \text{ paramètres de calage : } \begin{cases} \eta(Q_{\max}) \\ t_2 \end{cases}$$

avec :

$$\begin{cases} V_s : \text{vitesse source} \\ S : \text{surface dans laquelle s'applique la source} \end{cases}$$

Le calage du paramètre η a été effectué sur le maillage (Figure 9-6) et un coefficient $\eta = 80\%$ a ainsi été déterminé (le même pour les deux passes).

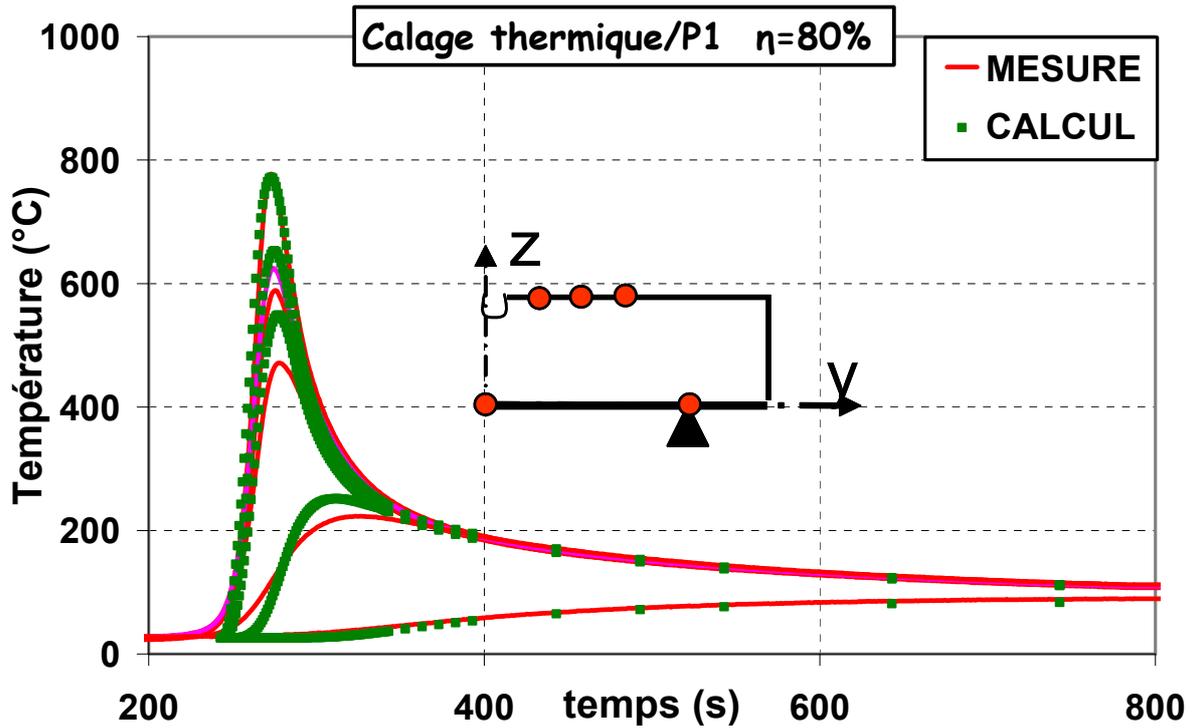


Figure 9-7 : Calage thermique en déformation planes avec l'approche en flux volumique imposé

9.2.5 Mise en donnée mécanique

La mise en donnée mécanique est similaire à celle du calcul 3D. Une loi de comportement élasto-plastique classique est adoptée, avec un écrouissage isotrope et cinématique. Les utilisés sont ceux de la BdD « *BIFE_{316L}* » [EL-Ahmar 8].

Concernant les conditions de bridage à imposer, on a choisi dans un premier temps de considérer la section sur deux appuis uniquement, sans bridage supplémentaire. Avec ces conditions aux limites, les calculs conduits alors, à des déplacements transitoires verticaux généralement irréalistes (voir la Figure 9-8).

9.2.6 Résultats mécaniques

9.2.6.1 Déplacements

Les déplacements verticaux calculés indiquent une montée brutale du centre de la plaque lors de l'élévation de température alors que le centre descend dans l'expérience. Ceci est du au fait que la dilatation thermique en face supérieure est plus importante qu'en face inférieure, ce qui conduit naturellement à une montée du centre qui n'est empêchée par aucun bridage et donc à une flexion de la plaque vers le haut accompagné d'un gonflement de la partie central.

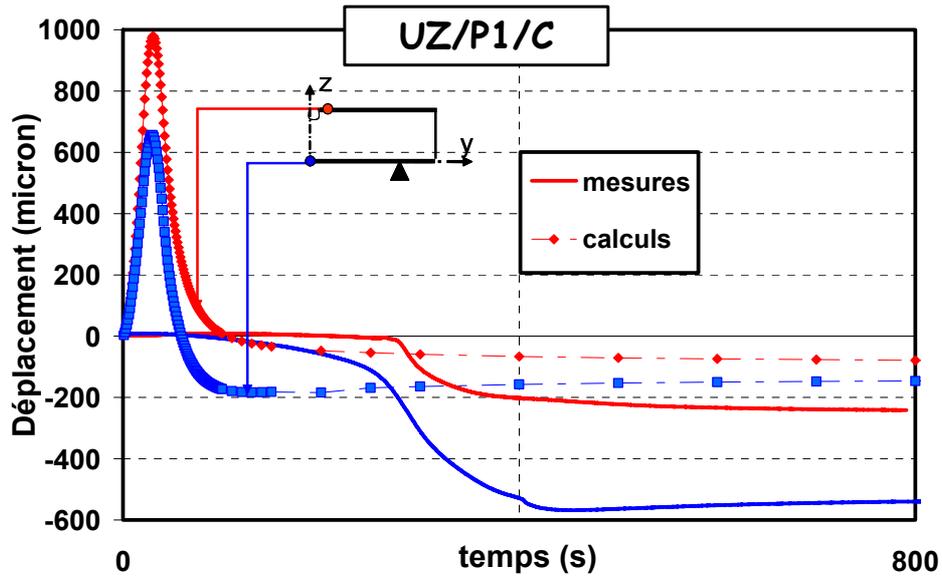


Figure 9-8 : Déplacements verticaux transitoires en 2DDP

Les déplacements calculés ne sont pas du tout représentatifs des déplacements observés lors de l'essai.

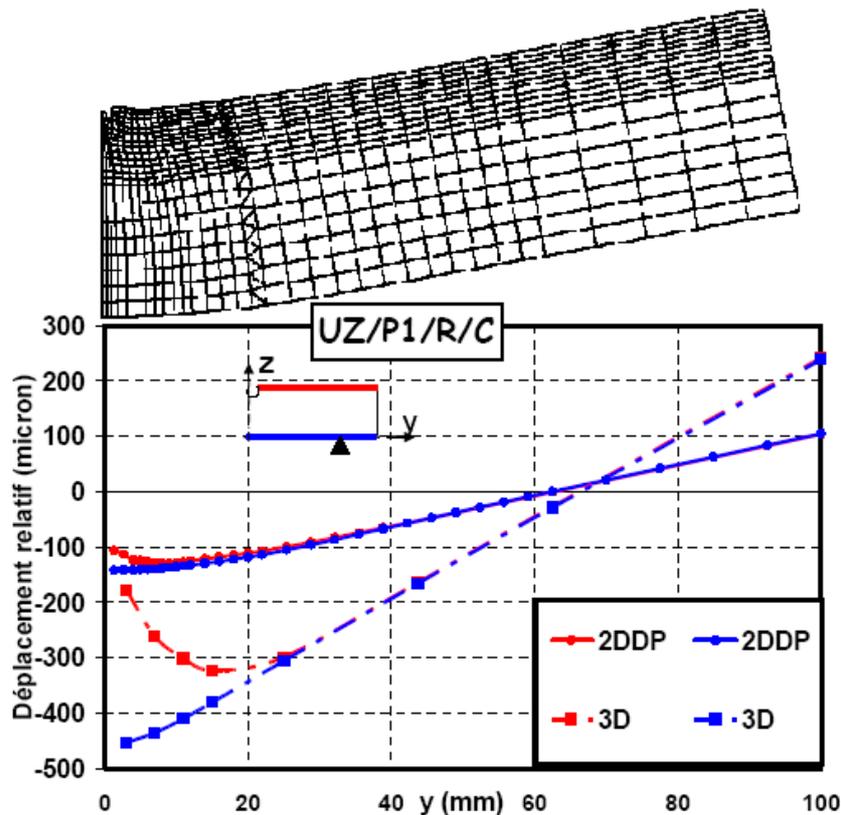


Figure 9-9 : Comparaison entre les déplacements verticaux résiduels en faces supérieure & inférieure (modélisation 3D & 2DDP)

Nota : Une solution serait de bloquer les mouvements verticaux de l'ensemble de la plaque de façon à reproduire le bridage de la partie longitudinale, mais cette solution ne conduit pas forcément à de meilleurs résultats (Cf. [Depradeux]).

9.2.6.2 Contraintes

Les deux composantes du tenseur de contraintes SIXX et SIYY sont présentées sur la Figure 9-10.

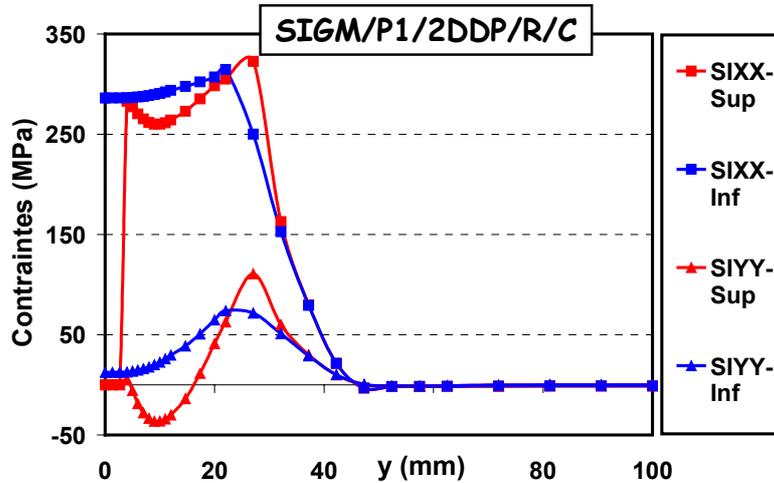


Figure 9-10: État de contraintes résiduelles (2DDP)

On peut remarquer sur la Figure 9-10, que les contraintes s'annulent sur les bords, contrairement au calcul 3D qui prévoit de la compression pour la contrainte Longitudinale.

L'explication relative à l'annulation de cette contrainte est montrée ci-après au moyen des analyses transitoires.

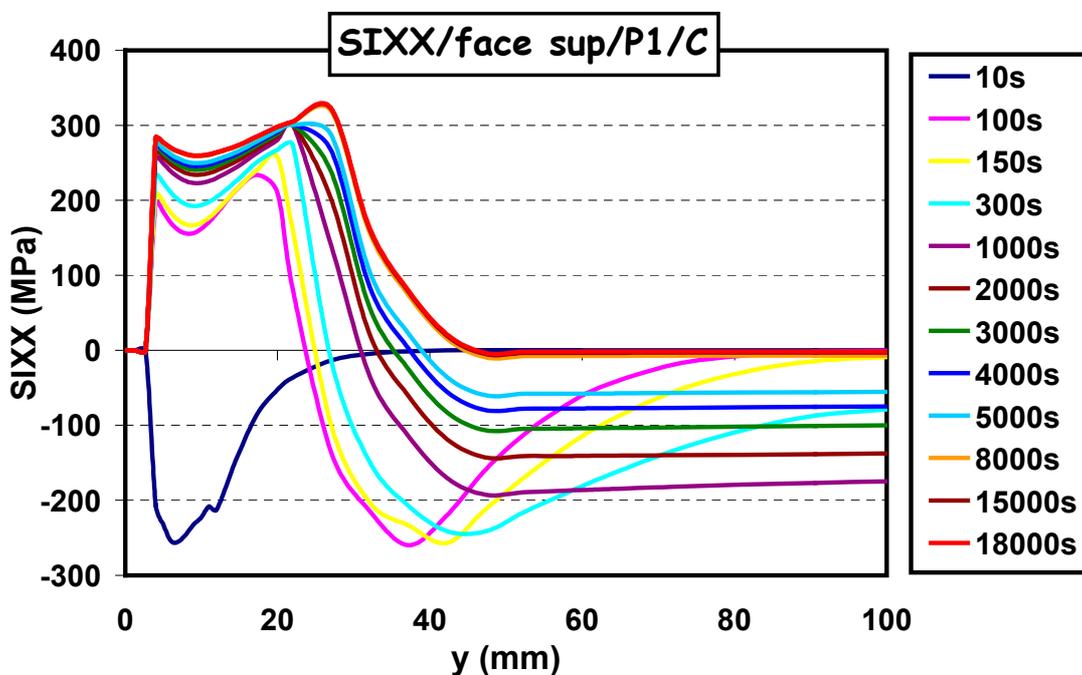


Figure 9-11 : Transitoire de la contrainte principale du soudage

Le transitoire de la contrainte principale du soudage SIXX passe par trois grandes étapes : Au départ on a un gradient thermique très localisé autour de cordon de la soudure (Cf. Figure 9-12), qui conduit

à la dilatation d'une zone bloquée par le matériau entourant. Un état de compression se développe dans cette zone, comme l'indique la distribution de contrainte à 10s (Figure 9-11).

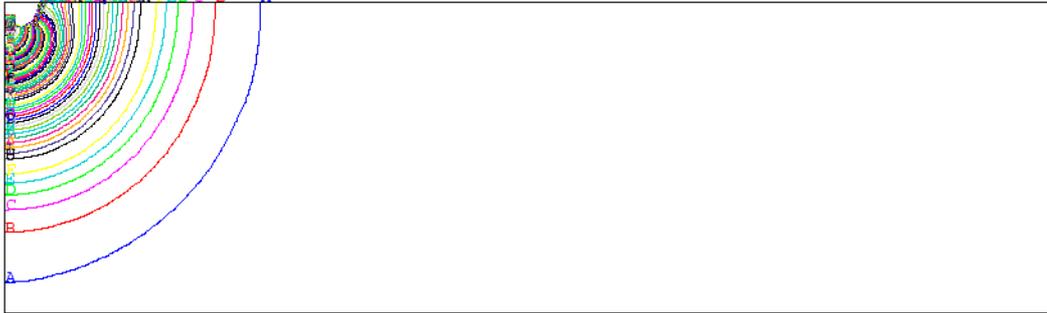


Figure 9-12 : Gradient thermique à 20s

Dès le refroidissement (40s), la contrainte principale passe en traction jusqu'à ce qu'elle atteigne le seuil de plastification et parallèlement, le gradient thermique se propage transversalement dans la pièce et atteint les bords qui sont restés élastiques (300s) durant le transitoire (Figure 9-11).

À partir de 1000s, le gradient thermique s'homogénéise dans la pièce, et favorise la formation d'une distribution de contraintes en plateau, vu que cette modélisation est conditionnée par :

- La modélisation en déformations planes
- Les bords restant élastiques
- Le seul le gradient thermique pour générer des contraintes.

L'annihilation du gradient thermique conduit à la suppression des contraintes élastiques sur les bords.

9.3 ANALYSES COMPARATIVES

Sur la Figure 9-13, on compare la contrainte résiduelle longitudinale, SIXX, en fibre supérieure de la section transversale située à mi-longueur (calcul avec écrouissage isotrope). Il est surprenant de constater l'accord entre 2DCP et 3D aussi bien en forme qu'en amplitude. Toutefois, le calcul 2DDP surestime la contrainte principale du soudage SIXX. De plus, le calcul 2DDP ne permet pas de reproduire de la compression sur les bords.

- √ *Le calcul 2D en déformations planes ne permet donc pas de prédire de façon satisfaisante ni les déplacements, ni les contraintes résiduelles. Ce type de modélisation semble donc particulièrement mal approprié au cas particulier considéré pour le calcul du soudage.*
- √ *En revanche, le calcul des contraintes résiduelles par un calcul 2DCP donne une très bonne corrélation avec la répartition des contraintes donnée par un calcul 3D. 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.

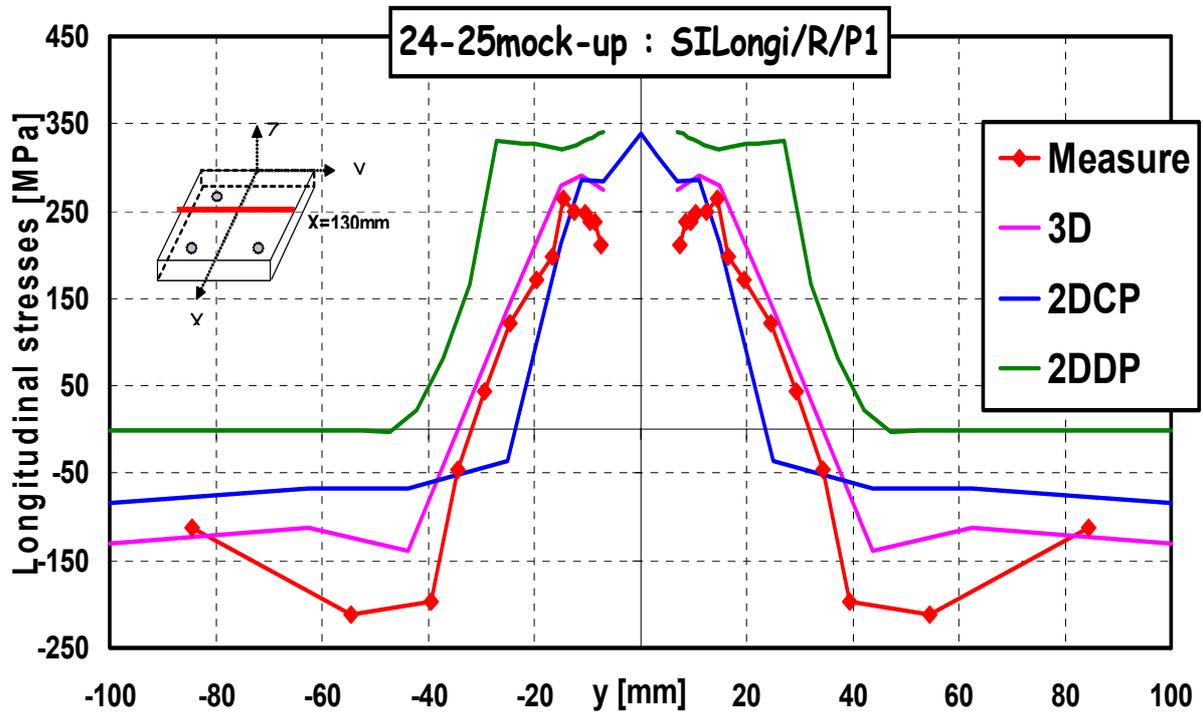


Figure 9-13 : Comparaison entre différentes modélisations 3D, 2DCP, 2DDP

« Tu es le maître de tes conclusions, tant que tu ne les as pas publiées, après tu deviens leur esclave »

Conclusion Générale

10 CONCLUSION GENERALE

La simulation numérique permettant la prédiction, représente aujourd'hui un enjeu stratégique important au niveau écologique et économique, dans un contexte mondial de plus en plus concurrentiel. Les modèles mis en œuvre deviennent de plus en plus complets, complexes et fortement non linéaires, vu le grand nombre de paramètres intégrés dans les modèles.

Le passage d'un modèle physique à son expression numérique est synonyme de passage d'un espace de dimension infini à un espace de dimension finie. Cette réduction dimensionnelle est la principale source d'incertitude qui pèse sur l'image virtuelle.

Cette nouvelle stratégie de création et d'innovations numériques a donné naissance à un besoin de fiabilité et d'estimation du niveau de confiance qui est de plus en plus présent dans les esprits, vis-à-vis des résultats numériques donnés par les codes de calculs. En effet, pour certaines technologies (nucléaire, aéronautique, ...) où le facteur sûreté est un facteur capital, le résultat numérique en lui seul n'est plus satisfaisant mais il est exigé plutôt un résultat numérique associé à son niveau de confiance.

10.1 PROBLEMATIQUE DE L'ANALYSE DE ROBUSTESSE SNS

Dans la littérature il y a plusieurs stratégies qui ont été développées afin de tenter d'approcher la solution vraie du problème physique avec un modèle numérique.

Ce qui est surprenant dans une étude bibliographique, c'est la contradiction entre les conclusions données par différents auteurs sur le même sujet. L'exemple typique, relatif à la simulation numérique du soudage, c'est la comparaison entre les conclusions de M. Zhu [Zhu] et M. Petelet [Petelet], qui révèle une contradiction entre leurs conclusions. En effet, ce que l'un considère important l'autre le considère peu important.

En plus de cette contradiction des conclusions, une importante variabilité des résultats numériques est remarquée dans le cadre des benchmarks de références. Le cas test « NET-TG1 » illustre très bien ce problème. En effet, lors de la comparaison de la contrainte longitudinale résiduelle donnée par différents établissements et bureaux d'études européens et celle donnée par l'expérience (Cf. la Figure 7-4) une large variabilité du résultat numérique est constatée. Ainsi, ce résultat numérique dépend énormément du modélisateur et peut varier facilement du simple au double. D'où la question « *quelle confiance peut on accorder à un résultat numérique d'une modélisation d'un problème de soudage ?* ».

Dans la littérature le mot « robustesse » est un mot prenant des sens différents selon l'application. Ceci nous a amené à concevoir une définition de la robustesse appropriée à l'analyse des résultats numériques du soudage.

10.2 CARACTERISATION DE L'ACIER 316L : BASE DE DONNEES « BIFE_{316L} »

Les trois cas tests « INZAT 3 », « maquette 24-25 », « NET-TG1 » ont été réalisés en acier 316L ; les deux premiers étant confectionnés dans la même plaque que les éprouvettes ayant permis la caractérisation du matériau. Les données des caractérisations et l'identification des paramètres ont été regroupées dans une base de données, à usage réservée, désignée « BIFE_{316L} ». Les principaux paramètres identifiés sont :

- Caractérisations mécanique à température ambiante en vue de la connaissance du matériau de base : Il est observé que la loi de comportement mécanique de ce matériau élaboré sur la fourniture, plaque épaisse (30 mm), présente une non linéarité marquée. Les paramètres plastiques sont bien supérieurs aux valeurs fournies dans les normes et ils présentent une forte variation avec l'épaisseur ; la valeur la plus importante étant en

« peau ». L'effet d'un traitement thermique à haute température, réduit la non linéarité jusqu'à tendre vers un comportement bi-linéaire et augmente la limite élastique conventionnelle. Les analyses métallurgique et mécanique ont conduit à conclure que ce traitement thermique génère de la restauration d'écroutissage, observations corrélées par la réduction des dislocations.

- Un cycle de traction-compression a mis en évidence que le matériau 316L se comporte plutôt en écroutissage cinématique qu'isotrope.
- Caractérisation élastoplastique pour différentes températures : Ces lois de comportement ont été déterminées aussi bien sur le matériau de base que sur le matériau ayant subi un traitement thermique. L'allure du comportement pour ces deux états sont conservés quelque soit la température. La vitesse de déformation appliquée est similaire à celle des déformations développées lors de l'opération de soudage.
- Caractérisation viscoplastique pour différentes températures : Cette caractérisation a été effectuée pour des vitesses distinctes afin de préciser les zones où l'effet visqueux est significatif. À partir de la température 500°C, ce phénomène est bien mis en évidence. Les paramètres visqueux sont identifiés jusqu'à la température de 1100°C et extrapolés au-delà.

10.3 SOLUTION REPRESENTATIVE

La modélisation complète de l'ensemble électrode-gaz-arc-zone fondue (et éventuellement métal d'apport) est souvent irréalisable en une seule étude. Ceci nous a mené à choisir des modélisations simplifiées.

On a négligé tous les phénomènes de type fluide et électromagnétique et on n'a pris en compte dans les simulations que le phénomène physique de conduction responsable de l'apport de chaleur, sans prise en compte de l'effet de Marangoni.

L'hypothèse de découplage thermomécanique a été adoptée, car l'énergie mécanique créée lors de l'opération du soudage est très faible vis-à-vis de l'apport énergétique généré par le procédé.

10.3.1 Représentativité de la solution thermique

Les analyses thermiques ont été faites avec le logiciel SYSWELD en s'appuyant sur le cas test INZAT3. La stratégie de cette analyse thermique est d'identifier les paramètres de la sollicitation thermique à appliquer sur la structure, connaissant quelques valeurs particulières de température. La limite de la zone fondue et des mesures physiques de température en quelques points sont les données qui permettent de caler la source. Cette opération s'effectue au moyen d'une simulation numérique en quasi-stationnaire, avec des approximations successives sur le rendement de la source de chaleur. Après calage, la source de chaleur est utilisée dans un calcul thermique transitoire tridimensionnel. Le savoir faire de cette intervention a permis d'obtenir une excellente concordance entre les mesures locales et la solution numérique.

Pour une bonne prédiction de la solution thermique globale, une attention particulière doit être portée à représenter correctement la vitesse de déplacement de la source et la géométrie moyenne de la zone fondue (les températures maximales des thermocouples installés aux voisinages de la zone fondue peuvent être utilisées comme témoins).

10.3.2 Représentativité de la solution mécanique

L'analyse mécanique comparative calcul-expérience, mené en poursuite du calcul thermique, pour le cas test NeT-TG1 a permis de mettre en évidence l'effet du choix de type d'érouissage sur l'état résiduel des contraintes. Lors de ces analyses on a conclu que :

- La modélisation avec un érouissage isotrope pur n'est pas recommandée pour le cas des simulations numérique du soudage des aciers inoxydable.
- La simulation numérique indique que le soudage est un phénomène cyclique dans les zones proches du bain fondu. Ainsi, selon le taux d'énergie fournie par le type d'érouissage à la maquette numérique, une classification décroissante des lois de comportement est la suivante :
 - a) Loi élasto-plastique à érouissage Isotrope multi-linéaire (InL).
 - b) Loi élasto-plastique à érouissage Isotrope bi-linéaire (IL).
 - c) Loi élasto-plastique à érouissage Cinématique multi-linéaire (CnL).
 - d) Loi élasto-plastique à érouissage Cinématique bi-linéaire (CL).
- L'hypothèse d'un érouissage cinématique est donc préférable en termes de prévision des contraintes résiduelles (en conformité avec les conclusions expérimentales), mais tend cependant à sous estimer la déformée finale.
- La représentativité des déplacements au voisinage de la zone fondue dépend de la modélisation de l'histoire de déformations à très hautes températures.

L'analyse de l'effet visqueux sur le cas test « maquette 24-25 » a montré que l'intégration implicite de cet effet dans les paramètres donne des résultats mécaniques satisfaisants. Le taux de déformation appliqué aux éprouvettes de caractérisation est semblable aux taux de déformation induit par ce procédé de soudage. La base de données « BIFE316L » est adaptée pour la cinétique du soudage TIG, pour cet acier.

Comme le montre la Figure 8-33 la représentativité de la solution mécanique en déplacements dépend essentiellement de la mesure du coefficient de dilatation thermique.

- On peut conclure donc qu'avec une modélisation élastoplastique à érouissage cinématique linéaire, une simulation numérique du soudage TIG des structures en acier 316L peut donner une solution représentative en contraintes et en distorsions si le coefficient de dilution thermique est le bon.

10.3.3 Représentativité des simulations bidimensionnelles

Afin de réduire la dimension du problème, deux types de simulations bidimensionnelles ont 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. Ces modélisations permettent de réduire considérablement les temps de calcul et est d'un grand intérêt pour l'industrie. Ces modélisations « dégradées » permettent d'obtenir seulement certains résultats comme décrit ci-après :

- La simulation en 2D déformations planes (2DDP) ne donne pas de résultats satisfaisants en déplacements et en contraintes. Cette approche, quoique parfois sollicitée, est déconseillée pour simuler le soudage des structures plaques.

- En revanche, la simulation en 2D contraintes planes (2DCP), bien qu'elle ne permette pas de représenter les déplacements structuraux, donne une bonne prédiction des contraintes résiduelles. Si l'objectif est limité à l'état de contraintes, cette approche est judicieuse pour une pré-étude.

10.4 ANALYSES DE SENSIBILITE ET STANDARDISATION

La sensibilité à l'effet des variations de paramètres est conduite avec la méthode « classique », méthode où une variation de chaque paramètre est analysée indépendamment des autres.

10.4.1 Analyse de sensibilité de la solution thermique et recommandations

L'apport de chaleur est généralement modélisé par 2 méthodes :

- Températures imposées (méthode écartée car il a été constaté que le bilan énergétique n'est pas équilibré entre l'énergie calculée et l'énergie fournie).
- Méthode du flux avec différents types de sources (gaussienne, doubles ellipsoïdes, etc...).

Pour garantir l'unicité de la solution thermique numérique, le choix s'est tourné vers les modèles de source à un seul paramètre telle qu'une gaussienne finie ou une conique. Modéliser avec de tels modèles de source ne permet pas une prédiction fidèle de la géométrie du bain de fusion. Ceci est dû au fait qu'on a négligé plusieurs phénomènes physiques au coeur du bain de fusion numérique et en particulier, la convection Marangoni qui a un effet direct sur la largeur du bain fondu.

L'effet Marangoni est indirectement pris en compte par la proposition d'un modèle de source prismatique. L'étalement de la source dans la direction transversale représente mieux la largeur du bain fondu TIG. D'où la création de la source prismatique qui a permis d'avoir la meilleure comparaison calcul-expérience de la géométrie de bain de fusion.

Les analyses numériques ont permis de constater que les effets radiatifs et convectifs n'ont pas d'incidence sur les distributions de température. Ces effets agissent seulement sur le temps de refroidissement total. L'important, pour la détermination des contraintes résiduelles et des distorsions, est de bien représenter le début de la courbe de refroidissement où principalement la conduction intervient.

Ainsi :

- Il n'est pas nécessaire de créer de maillage de peau sur chaque surface libre d'un cordon afin d'appliquer des conditions aux limites thermiques.
- Le coefficient du rendement du procédé (η) ne dépend que du matériau, donc de la conductibilité (λ), et du de procédé du soudage.

Les simulations de la littérature ne s'affranchissent pas d'un recalage de l'apport de chaleur avec des mesures de températures et/ou d'observations de la zone fondue. La puissance absorbée par la pièce est une inconnue qui est déterminée par approximation successive.

Nos analyses sur les exemples traités ont permis de préciser la fourchette du rendement $75\% \leq \eta \leq 80\%$ recommandée pour des simulations numériques de soudage TIG de structures en acier 316L. Par défaut, $\eta = 75\%$.

10.4.2 Analyses de sensibilité de la solution mécanique et recommandations

Des trois cas tests, on peut en déduire les points suivants :

- L'état de contrainte est essentiellement longitudinal et transversal, de traction au centre et de compression aux bords de la plaque, dans la direction de l'épaisseur. L'allure des répartitions 3D des contraintes est similaire pour les trois cas.
- L'état mécanique initial a un effet sur la prédiction des contraintes résiduelles.
- L'hypothèse de grandes déformations donne des résultats similaires à ceux de petites déformations ; le taux de rotations étant faibles.
- Les contraintes en surfaces sont peu sensibles au chargement thermique, au maillage et aux effets visqueux. En revanche, la distribution dans l'épaisseur est sensible à ces facteurs, d'où l'importance de la connaissance des champs de contraintes dans l'épaisseur. Une comparaison calcul – expérience doit donc pouvoir s'appuyer sur des mesures de contraintes résiduelles dans l'épaisseur. Pour mesurer les champs mécaniques dans l'épaisseur la méthode de diffraction neutronique est fortement conseillée.
- L'effet visqueux n'a pas d'incidence majeure sur l'état des contraintes résiduelles vu que ces contraintes prennent naissance en refroidissement. En revanche, les déplacements peuvent être affectés.
- L'état de contraintes résiduelles et les distorsions sont sensibles au raffinement du maillage en particulier pour les zones à forts gradients thermique et mécanique. L'auto-bridage des structures est mieux pris en compte avec ces raffinements.
- Le plus fort gradient thermique généré par le soudage est localisé dans l'épaisseur. Dans l'épaisseur selon l'histoire du signe des contraintes avec l'opération de soudage et donc une possibilité de cyclage des contraintes ; 4 zones (Cf. Figure 7-10) sont distinguées :
 - **Zone1**: Zone fondue. Les contraintes sont le résultat du refroidissement. Le respect de la surface modélisée de cette zone vis-à-vis de la réalité est un élément clef pour garantir une simulation numérique prédictive.
 - **Zone2**: Zone environnant la zone fondue. Les contraintes sont le résultat d'un cyclage mécanique du au chauffage et au refroidissement. Cette zone de la ZAT est la plus critique. Les contraintes résiduelles générées par le procédé de soudage sont les maximums.
 - **Zone3**: Les contraintes résultent d'une plastification lors du chargement thermique et d'un retour élastique au refroidissement.
 - **Zone4**: Les contraintes restent élastiques durant tout le procédé du soudage. Cette zone constitue une zone de réaction de la structure afin d'équilibrer la plastification des autres zones lors du procédé de soudage. L'existence de cette zone permet d'identifier la structure globale.

Suite à cette discrétisation, la fiabilité des résultats mécaniques dépend d'une bonne représentation de la zone fondue génératrice des autres zones. La comparaison calcul - expérience de la température maximale enregistrée par des thermocouples implantés près de la frontière de la zone fondue est un bon témoin sur la bonne modélisation de la zone fondue.

- Le raffinement du maillage dans l'épaisseur est recommandé dans les deux zones suivantes :
 - **Zone2**: zone la plus critique en terme métallurgique et mécanique où les effets de cyclage sont les plus forts.

- **Zone (3 ou 4) :** zone de réaction aux plastifications (zone d'auto-bridage des structures). Le raffinement de cette zone permet de mieux modéliser l'auto-bridage des structures et ainsi d'améliorer la prédiction numérique des contraintes résiduelles et des distorsions.

En résumé, pour le soudage TIG de structures plaques en acier 316L :

- La solution thermique est sensible aux paramètres suivants :
 - conductivité thermique
 - modélisation de l'apport de chaleur
 - maillage
- L'état des contraintes est sensible aux paramètres suivants :
 - la solution thermique
 - limite de non linéarité
 - restauration de l'écrouissage à hautes températures
 - type d'écrouissage
 - maillage
 - conditions aux limites mécaniques
- Les déplacements sont sensibles aux paramètres suivants :
 - la solution thermique
 - coefficient de dilatation thermique
 - type d'écrouissage
 - restauration de taux de déformations à très hautes températures
 - restauration de l'écrouissage à hautes températures
 - conditions aux limites mécaniques
 - effet visqueux
 - maillage

10.5 PERSPECTIVES

Cette étude de robustesse de la simulation numérique du soudage TIG des structures plaques en acier 316L a répondu à toutes les questions de fiabilité du résultat numérique, posées au début de ce travail.

L'analyse de Robustesse des résultats numériques est un outil puissant. Ce n'est qu'au prix de ce genre d'analyses que les industriels peuvent réaliser leur défi « Simuler pour décider ».

Vu la pertinence de l'outil Robustesse on recommande d'étendre ce genre d'études aux simulations du soudage de structures en acier avec transformations de phases et avec différents types de procédés.

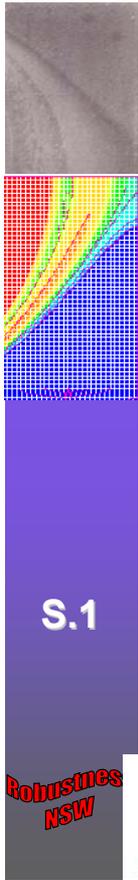
Le 24 avril 2007



wahid_elahmar@yahoo.fr

PhD Thesis

11 PHD THESIS



Robustness of Numerical Simulation of TIG Welding (NSW)

~ 3D austenitic stainless steel-316L structures ~

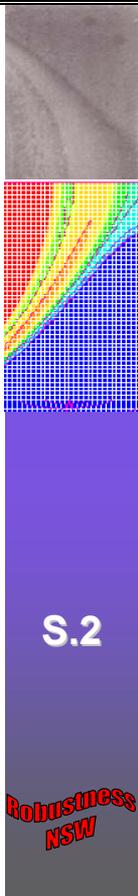
Walid EL-AHMAR



PhD director : *Jean-François JULLIEN*

LaMCoS, INSA-LYON, CNRS UMR 5259, F69621, France

Robustness
NSW



Planning : Robustness of NSW

1. Introduction and Context
 - Choice criteria
 - General assumptions
2. Robustness of 3D thermal solution
 - Thermal Representative solution
 - Sensitivity analyses
3. Robustness of 3D mechanical solution
 - Mechanical Representative solution
 - Sensitivity analyses
4. Representativity of 2D modeling
5. Main conclusions & perspectives

NSW : context

- ✚ Distortions ⇒ cause tolerance problems
- ✚ Residual stresses ⇒ cracking & fracture
- ✚ Difficult to measure ⇒ FE Simulation (NSW)
- ✚ Welding very complex ⇒ Simplification assumptions

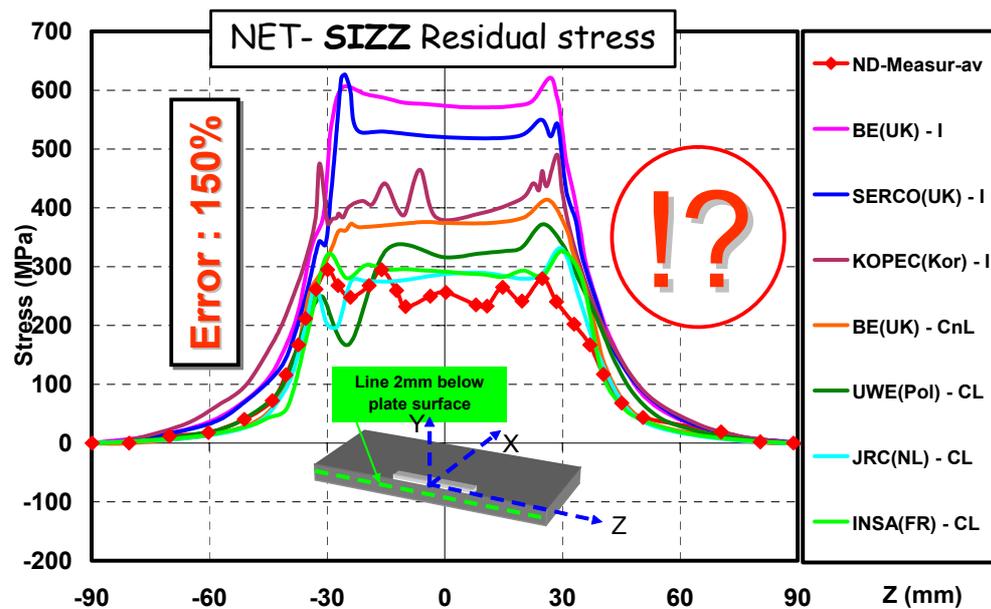
⇒ *several parametric & sensitive studies have done*

S.3

Robustness
NSW

NSW Problematic : *Same test & different analysts*

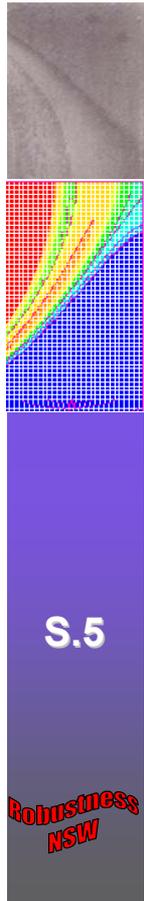
- ✚ Example : Net-TG1 with different modeling



⇒ *Urgent : Tool to test the reliability of NSW*

S.4

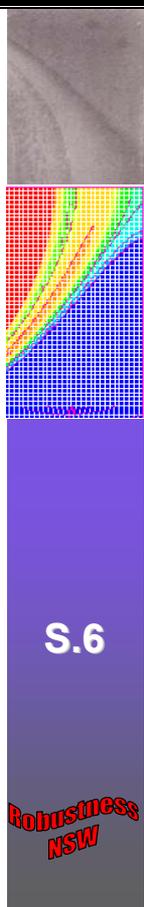
Robustness
NSW



Definition of Robustness NSW

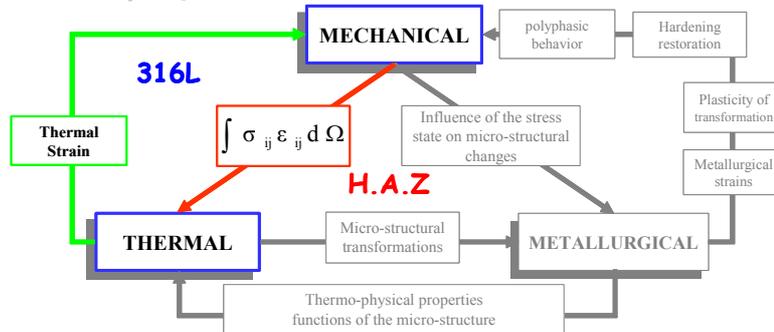
A simulation is known as robust if the result that it produces is not very sensitive to uncertainties of the input data

1. **Representative solution:** the solution giving the best correlation between calculation & experience
2. **Sensitivity:** to vary each parameter relative to its uncertainty interval
3. **Reliability:** consistency / repeatability of the answers of model
4. **Standardizing:** to seek the data file just sufficient for a robust prediction simulation

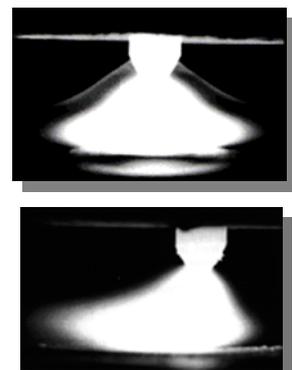
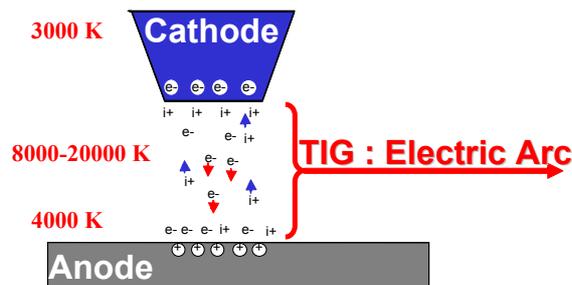


NSW analyses with increasing complexity

Choice of material:



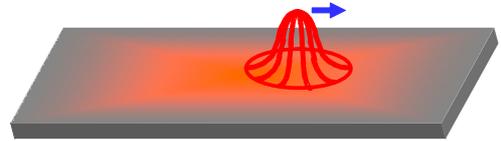
Choice of the welding process:



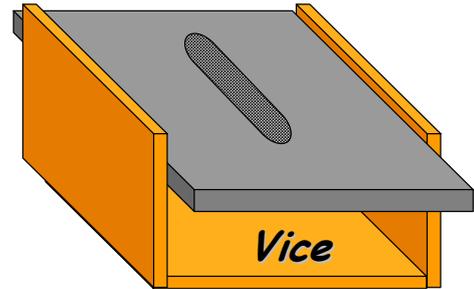
NSW analyses with increasing complexity

✚ Benchmarks (316L-TIG):

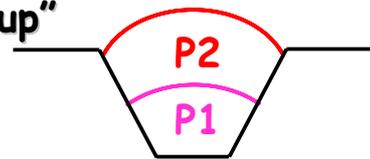
1. INSA test "INZAT3"
"MOVING HEAT ON PLATE"



2. European test "NET-TG1"
"SINGLE WELD-BEAD-ON-PLATE"



3. CEA-EDF test "24-25 mock-up"
"A TWO-PASSES WELD ON PLATE"



S.7

Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Basic Assumptions

S.8

Robustness
NSW

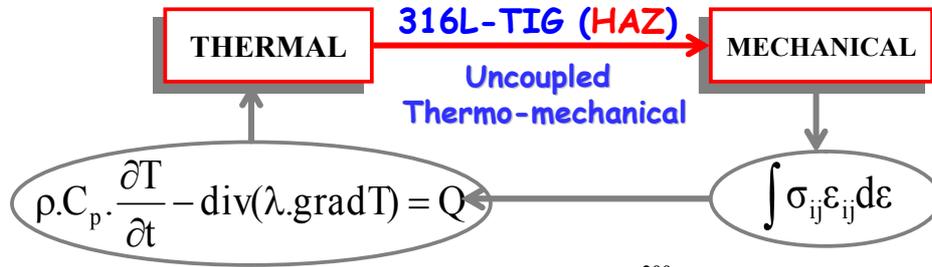
PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

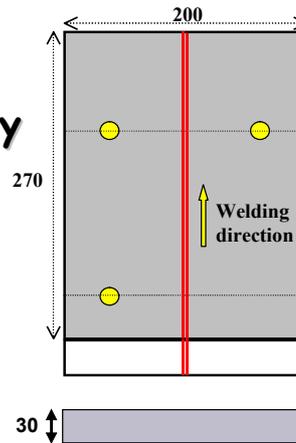
INSA : 24/04/2007

Basic Assumptions

A1 : thermo-mechanical interaction



A2 : model Symmetry

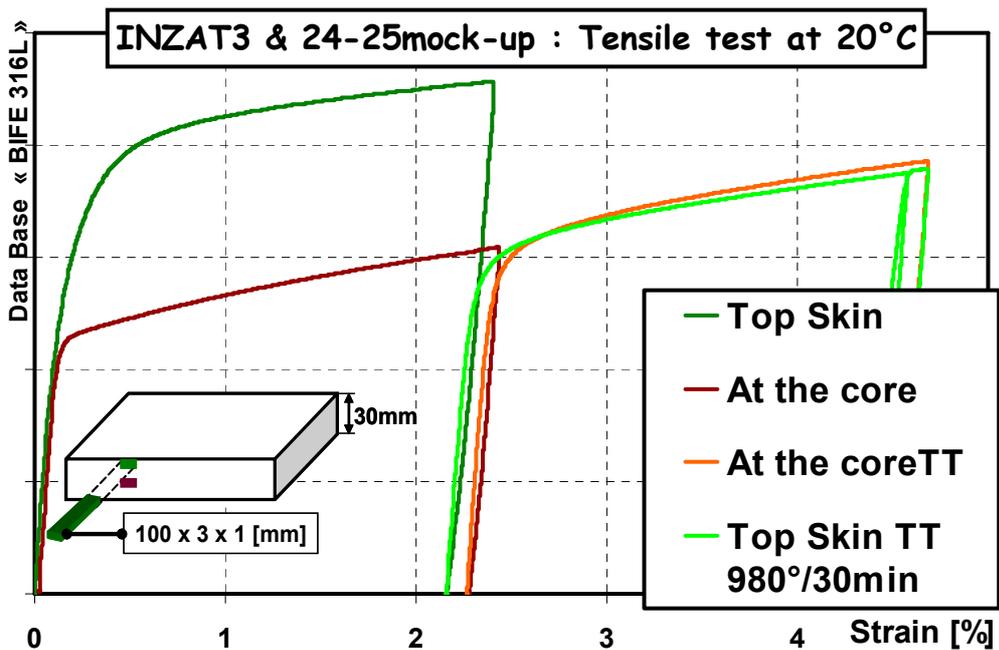


S.9

Robustness NSW

Initial homogeneity of base material

Net-TG1 : The specimen was manufactured from a single piece of solution heat treated AISI Type 316L austenitic stainless steel. The specimens were solution heat treated in air for 45 minutes at 1050°C, to eliminate fabrication residual stresses, and then furnace cooled.

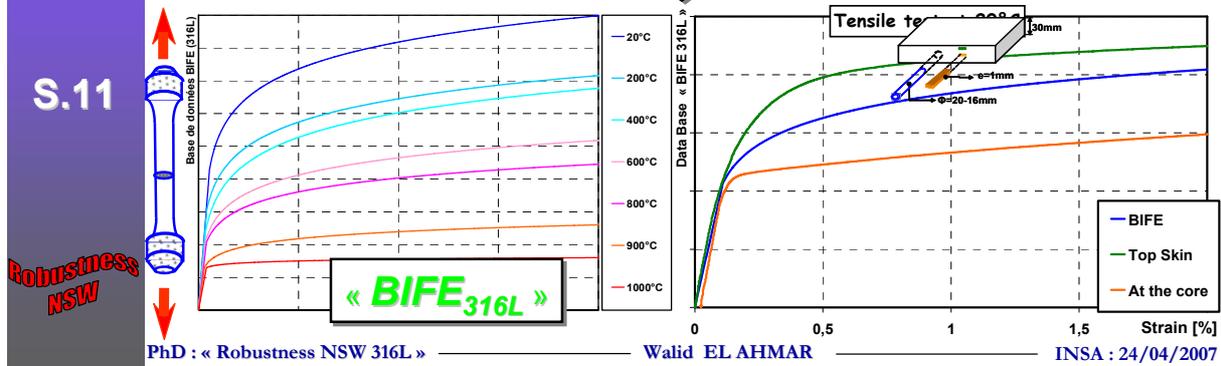
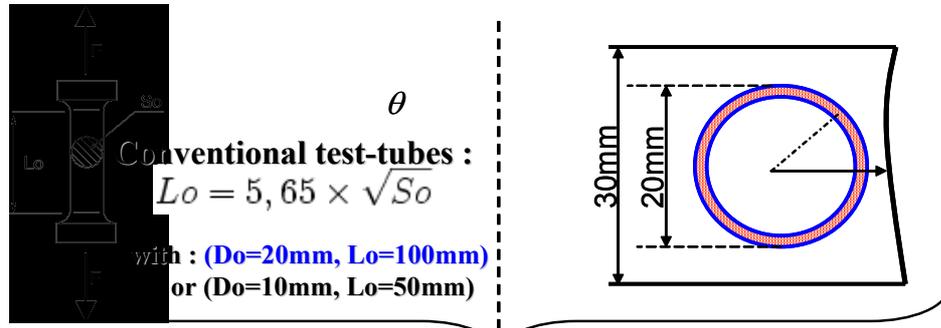


S.10

Robustness NSW

Basic Assumptions (continued)

A3: Material's initial homogeneity



Planning : Robustness of NSW

1. Introduction and Context
2. Robustness of 3D thermal solution
 - Thermal Representative solution INZAT3
 - Sensitivity analyses INZAT3 & NeT-TG1
3. Robustness of 3D mechanical solution
 - Mechanical Representative solution NeT-TG1
 - Sensitivity analyses "24-25" mock-up
4. Representativity of 2D modeling "24-25" mock-up
5. Main conclusions & perspectives

Modeling of the TIG energy contribution

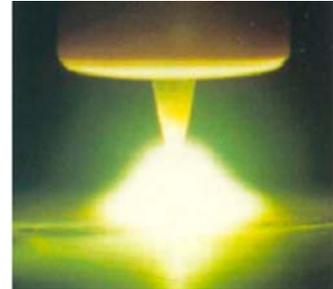
✚ Different modeling:

1. Imposed Temperatures

- filler material
- melt zone

2. Imposed Flux

- filler material
- melt zone



S.13

✚ Choice criterion:

1. Imposed Flux :

- Good Energy balance

2. Filler material :

- Simplicity of meshing

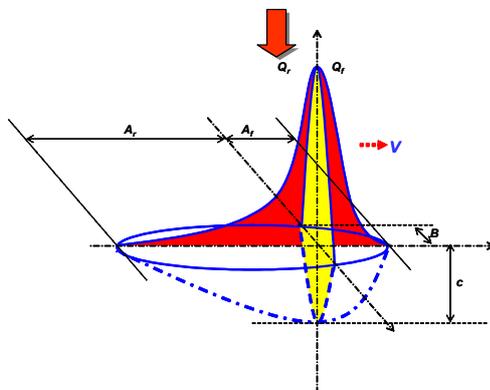
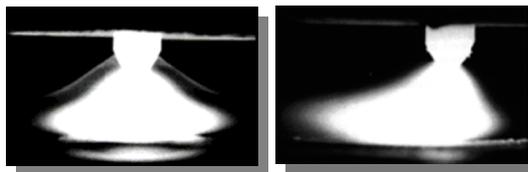
Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

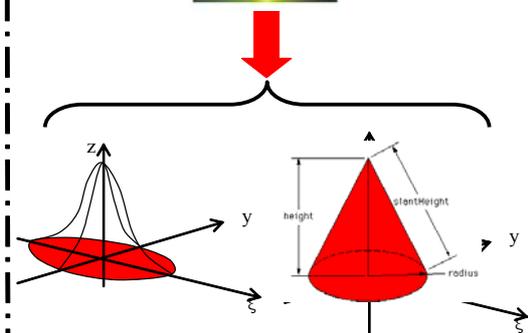
Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

✚ TIG heat modeling :



5 parameters



1 parameter

S.14

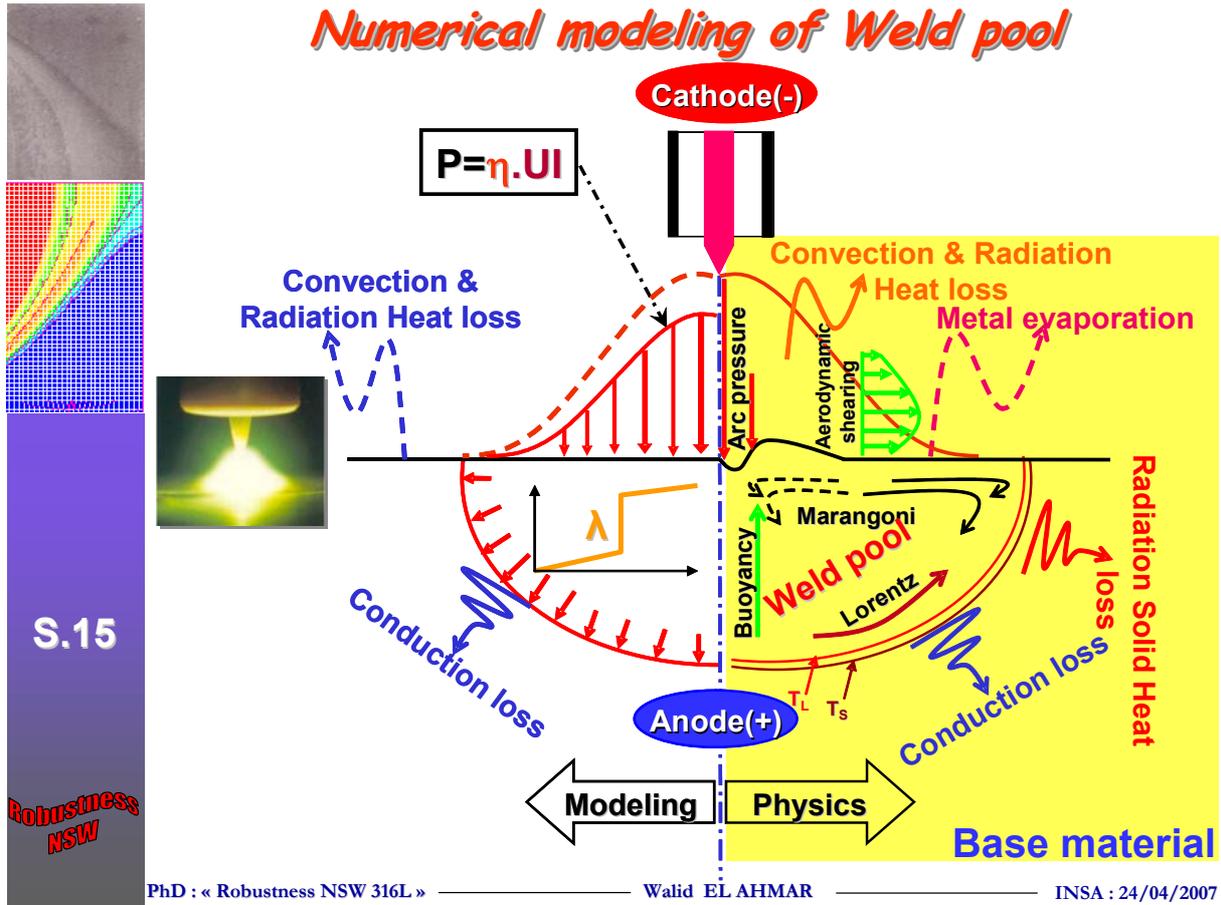
Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

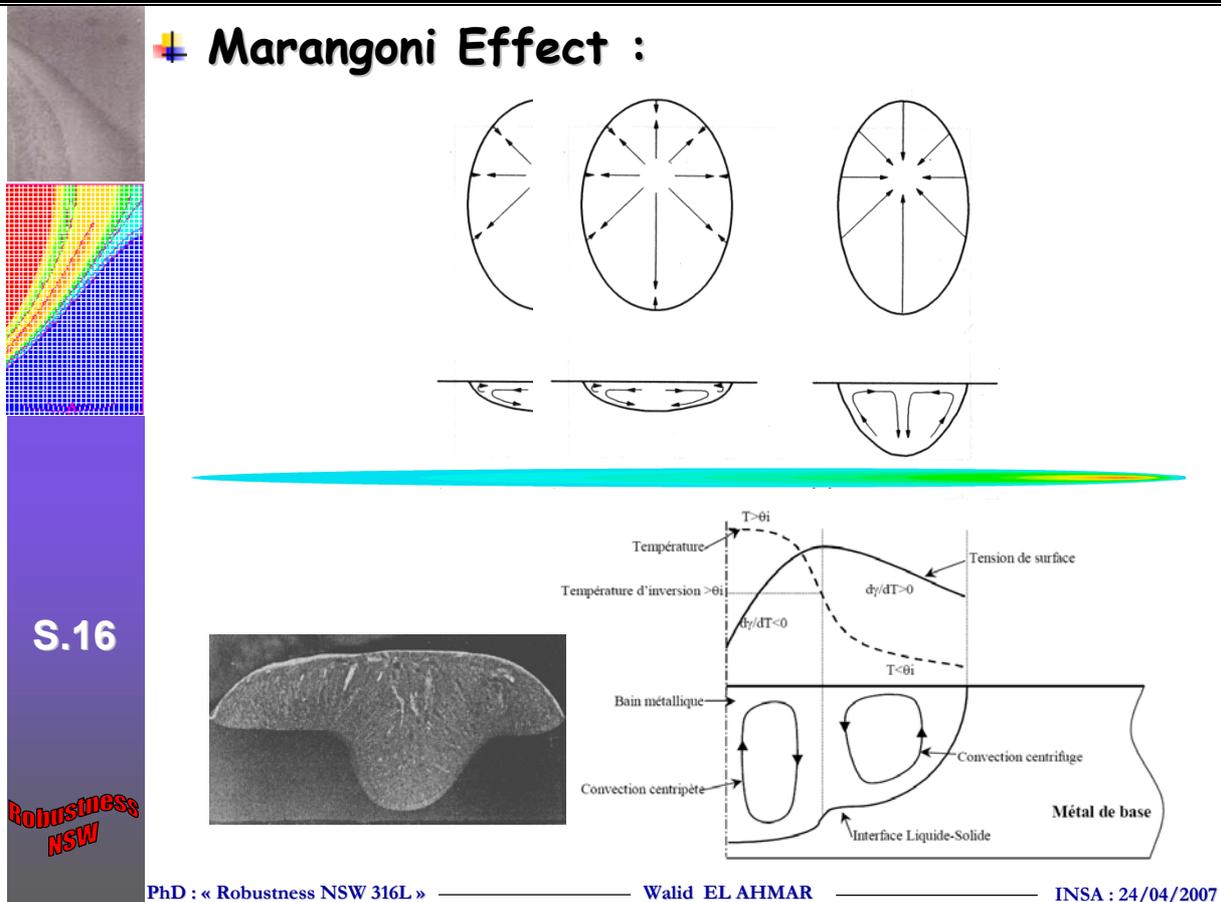
Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Numerical modeling of Weld pool

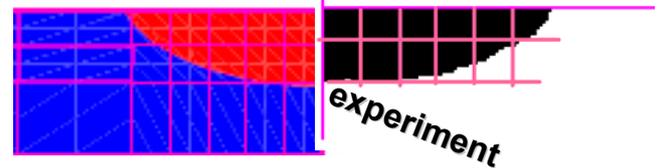
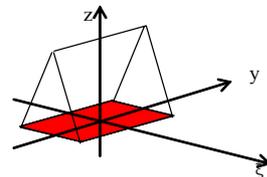
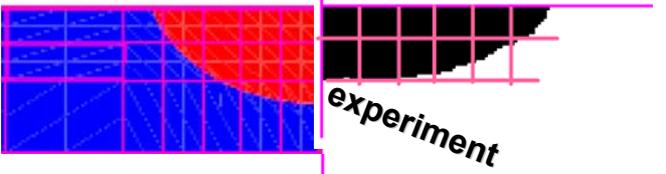
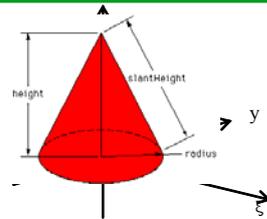
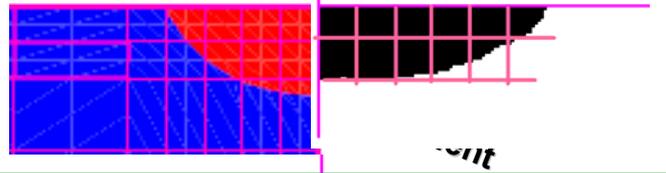
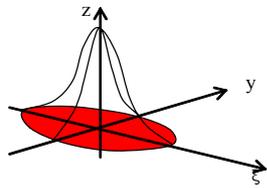
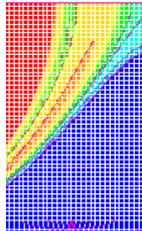


Marangoni Effect :



Effect of heat source shape on the weld pool:

With: $\Phi=10\text{mm}$ and η

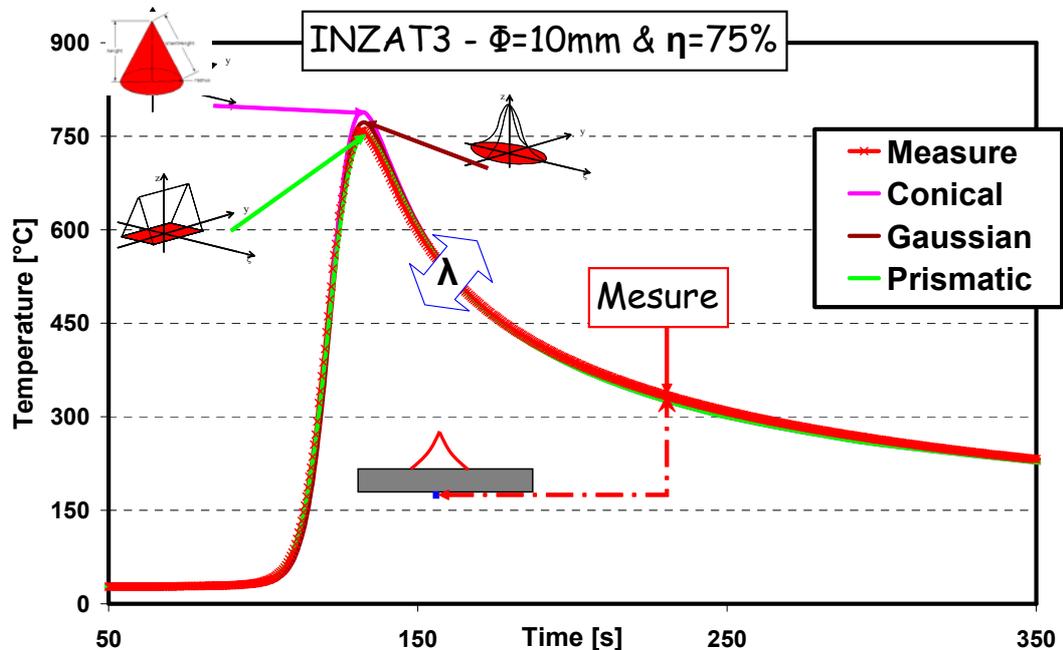
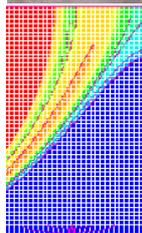


S.17

Robustness NSW

- Justify the use of a simplified heat source
- Among them a prismatic heat source gives good results

Effect of Heat modeling on Thermal field:

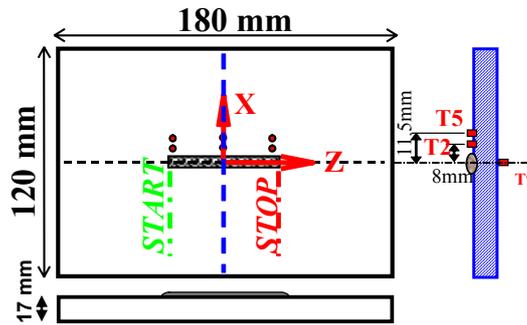


S.18

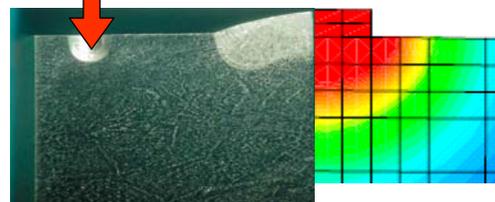
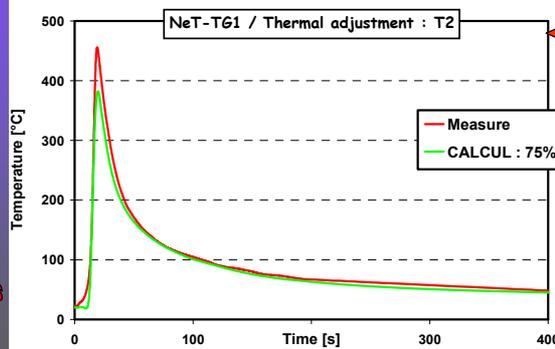
Robustness NSW

- The prismatic source gives a better description of the thermal fields.
- Conductivity has an important effect on the cooling rate.

Thermal adjustment "NeT-TG1": at mid-length

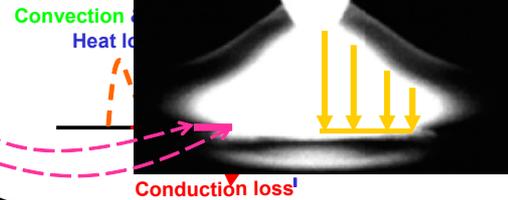


S.19
Robustness NSW



Cooling of weld pool :

1mm²
(T=1450°C, dt=1s)



S.20
Robustness NSW

1- Conduction

$$d^2q = \lambda (T - T_{ref}) ds dt$$

$$(\lambda = 35 \text{ w/m}\cdot\text{K})$$

$$d^2q/(ds \cdot dt) = 51 \text{ W}$$

2- Radiation

$$d^2q = \epsilon \sigma (T^4 - T_{ref}^4) ds dt$$

$$(\epsilon = 0.7, \sigma = 5.67 \text{ w/m}^2 \cdot \text{K}^4)$$

$$d^2q/(ds \cdot dt) = 0.35 \text{ W}$$

3- Convection

$$d^2q = h (T - T_{ref}) ds dt$$

$$(h = 15 \text{ w/m}^2 \cdot \text{K})$$

$$d^2q/(ds \cdot dt) = 0.022 \text{ W}$$

- Conduction carries almost all input welding energy
- No effect of heat transfer coefficients on the weld pool and surrounding areas

✚ Thermal conclusions :

1. *Conduction is the most important phenomenon of thermal NSW*
2. *Prismatic source gives the best thermal simulations*
3. *Tmax ⇒ representativeness of weld pool geometry*
4. *Conduction carries almost all welding energy*
5. *Heat exchange weak effect on thermal solution*
6. *We recommend 75% as initial value of TIG efficiency.*

S.21

Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Planning : Robustness of NSW

1. Introduction and Context
2. Robustness of thermal solution
 - Thermal Representative solution INZAT3
 - Sensitivity analyses INZAT3 & NeT-TG1
3. Robustness of mechanical solution
 - Mechanical Representative solution NeT-TG1
 - Sensitivity analyses "24-25" mock-up
4. Representativity of 2D modeling "24-25" mock-up
5. Main conclusions & perspectives

S.22

Robustness
NSW

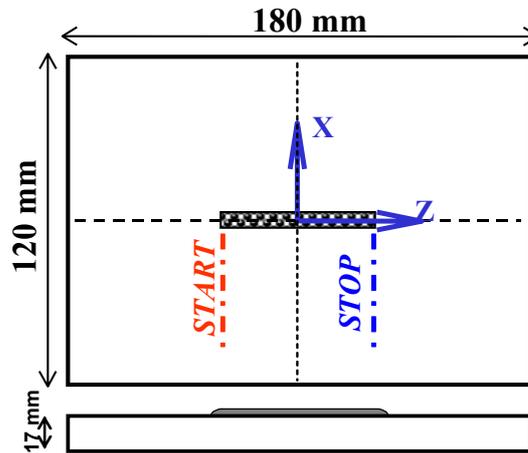
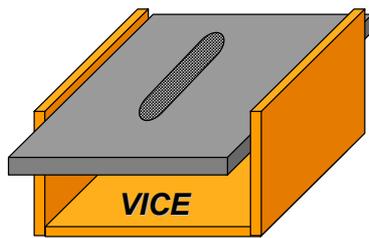
PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

« NET-TG1 test »

- ✚ **Steel** : 316L (heat treatment : 1050°C/45min in air, and then furnace cooled)
- ✚ **Welding Process** : TIG, P=1437Watt, v=2.27mm/s
- ✚ **Geometry** :



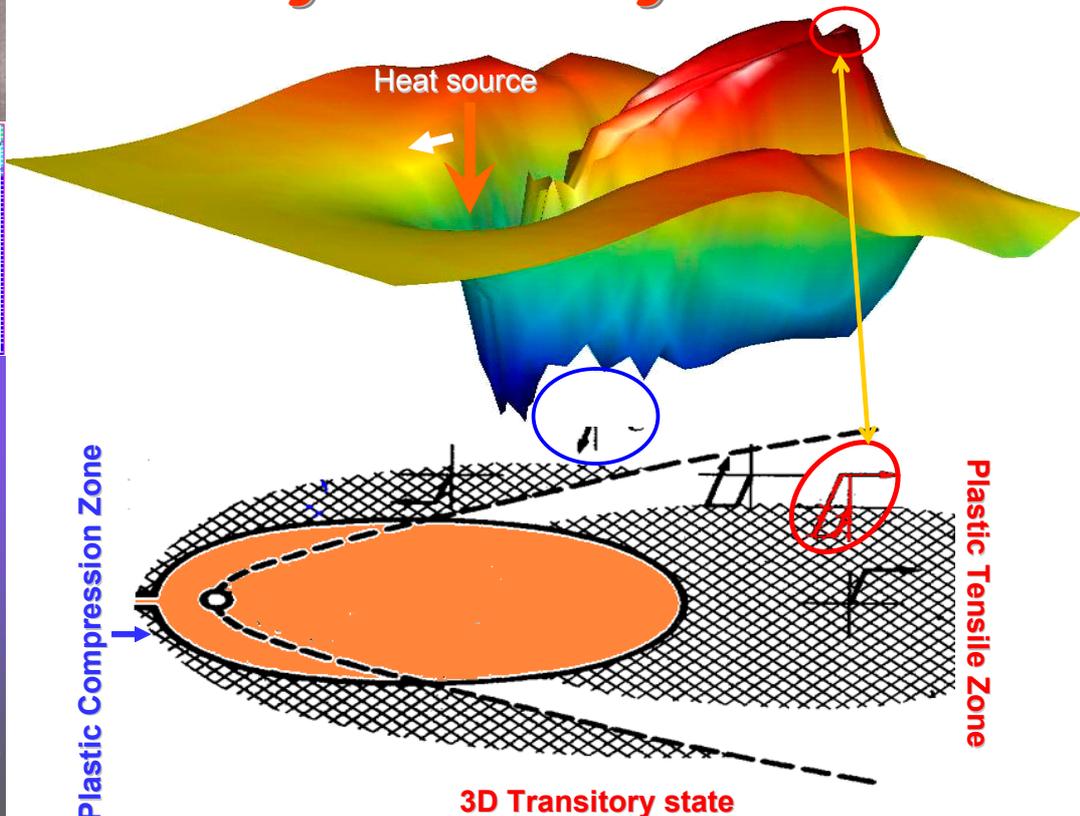
- ✚ **Objective** : Prediction of the residual stress state

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Longitudinal welding stresses

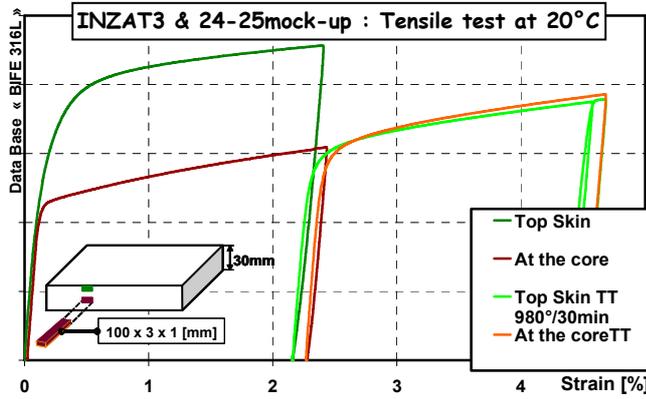
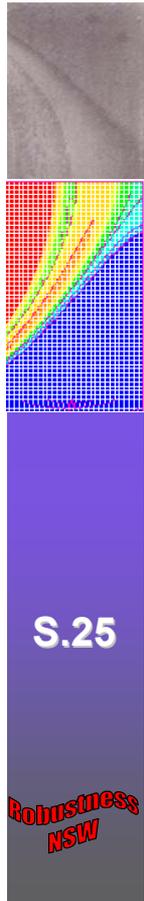


PhD : « Robustness NSW 316L »

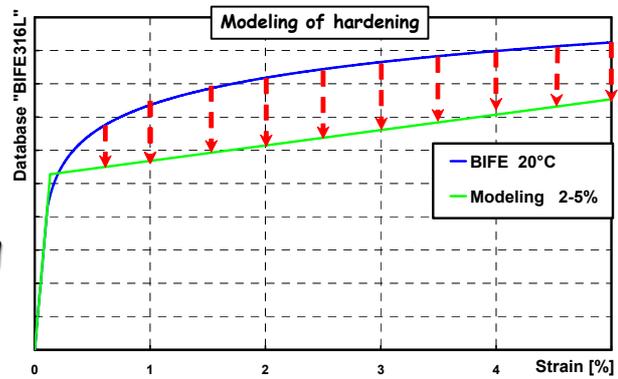
Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

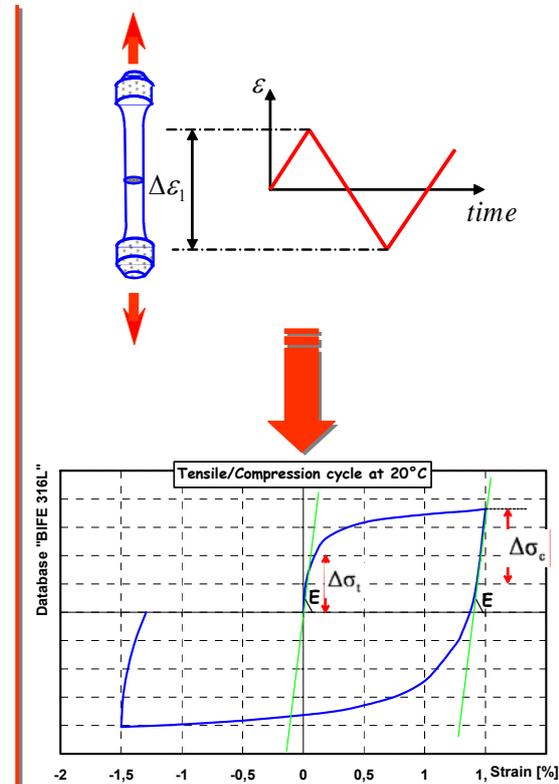
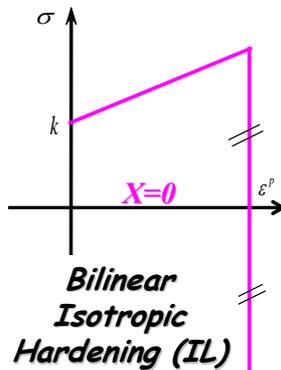
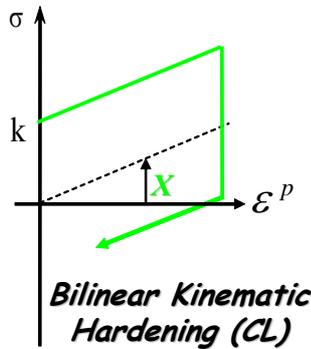
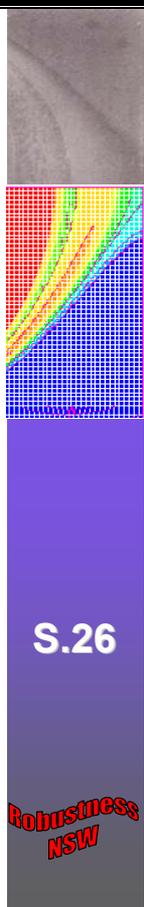
Analyses with increasing complexity : Model choice



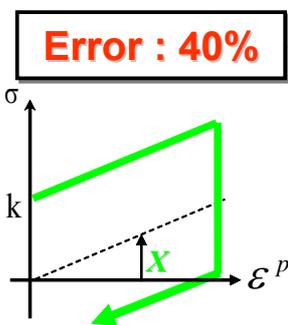
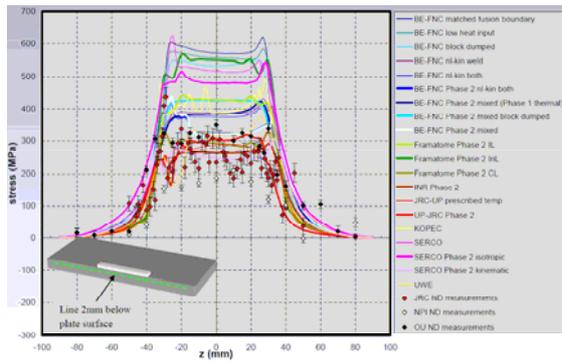
EP model & Linear hardening



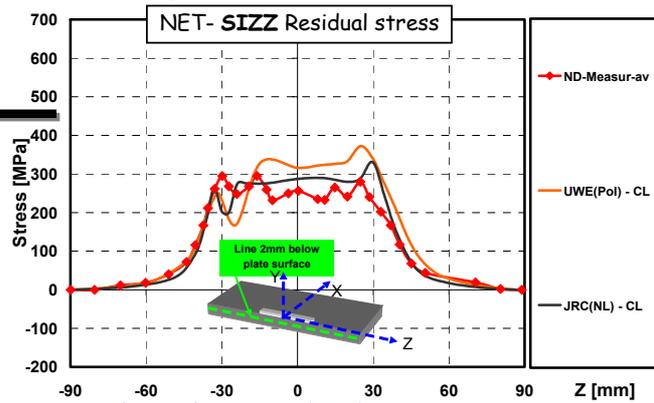
Hardening model



NeT-TG1 : Hardening model (continued)



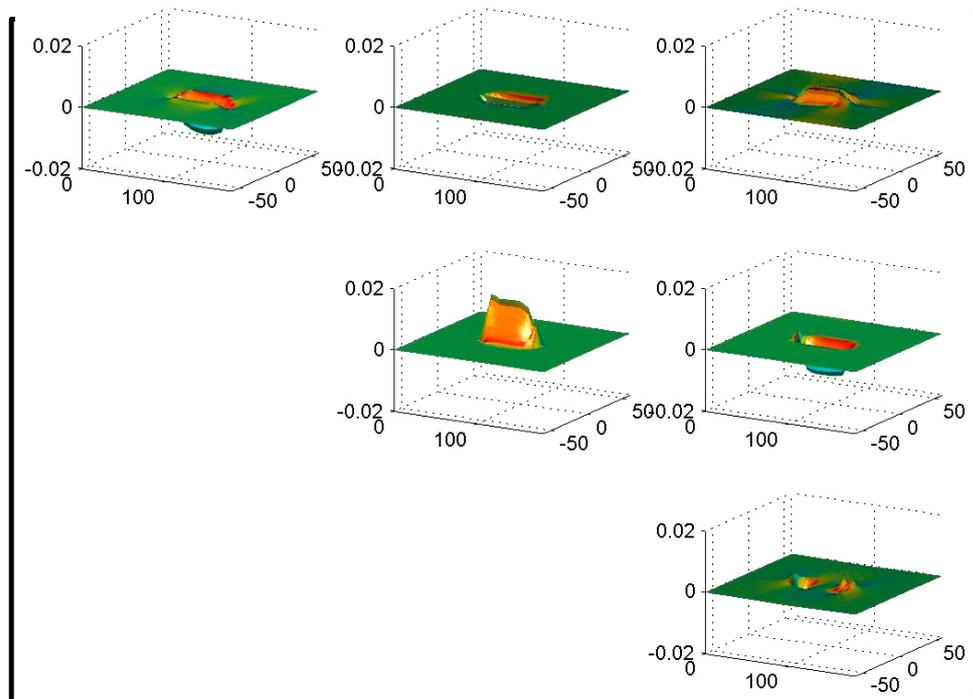
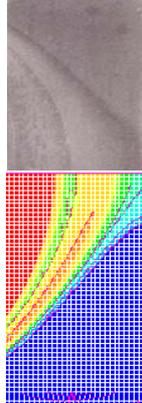
➤ Choice : Bilinear kinematic hardening (CL)



S.27

Robustness NSW

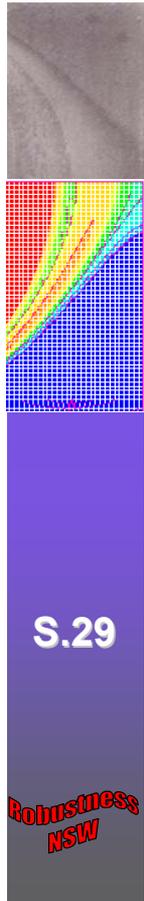
NeT-TG1 : Residual strain tensor



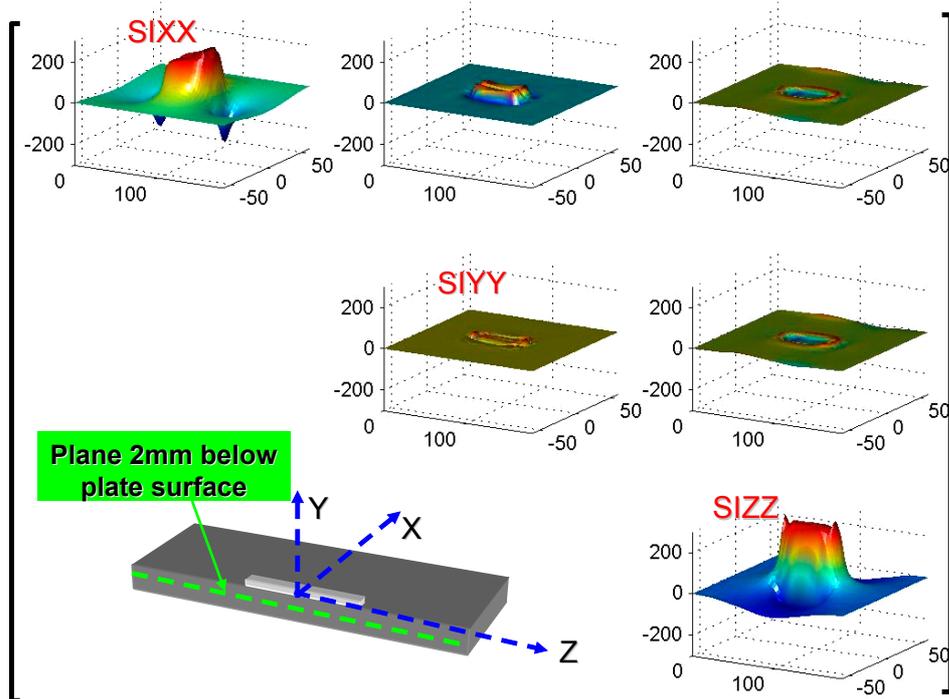
➤ Low level rotations : HPD & HGD -> same result

S.28

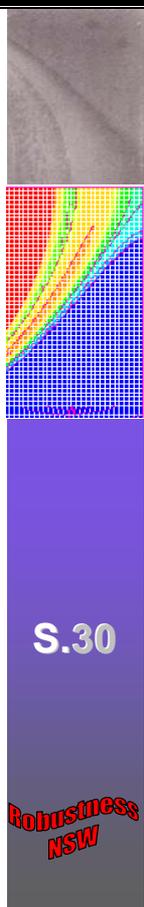
Robustness NSW



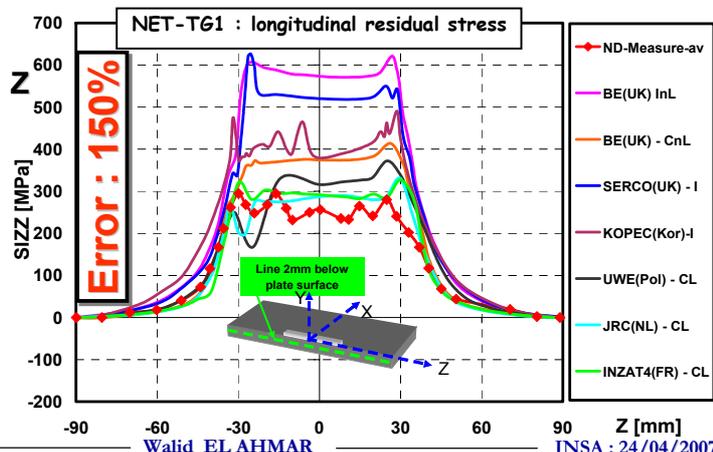
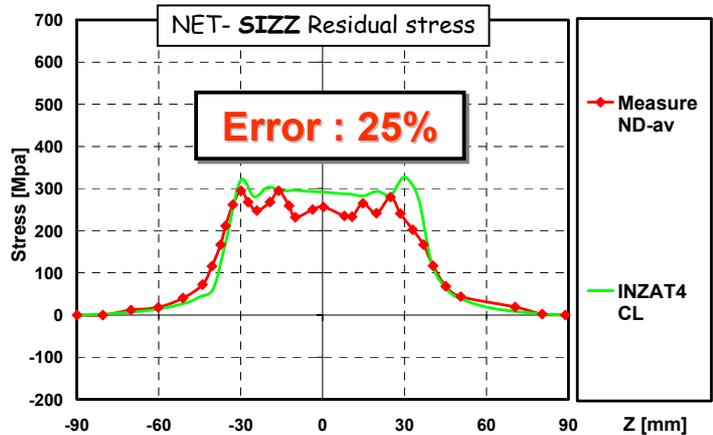
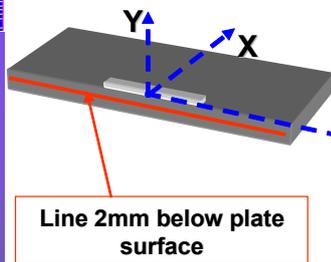
NeT-TG1 : Residual stresses tensor



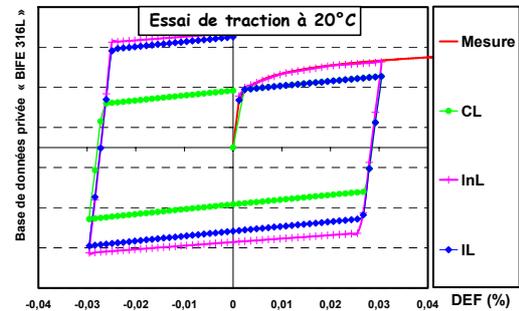
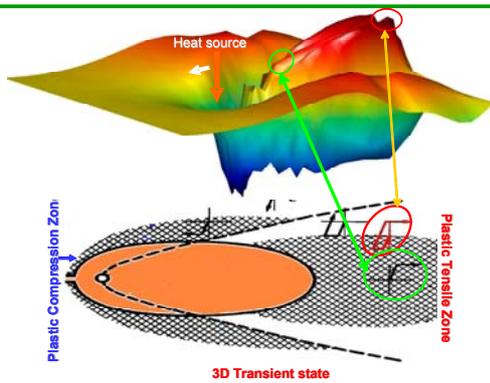
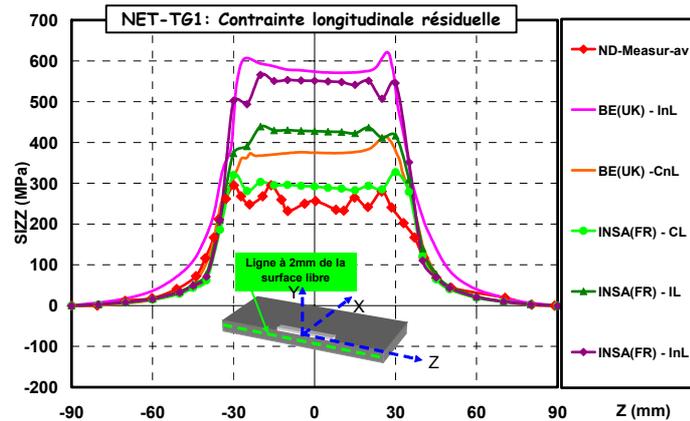
In most cases longitudinal and transverse residual stress are the main components



Longitudinal residual stresses (SIZZ):



Why this numerical difference ?



S.31

Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Planning : Robustness of NSW

1. Introduction and Context
2. Robustness of 3D thermal solution
 - Thermal Representative solution INZAT3
 - Sensitivity analyses INZAT3 & NeT-T61
- 3. Robustness of 3D mechanical solution**
 - Mechanical Representative solution NeT-T61
 - Sensitivity analyses "24-25" mock-up
4. Representativity of 2D modeling "24-25" mock-up
5. Main conclusions & perspectives

S.32

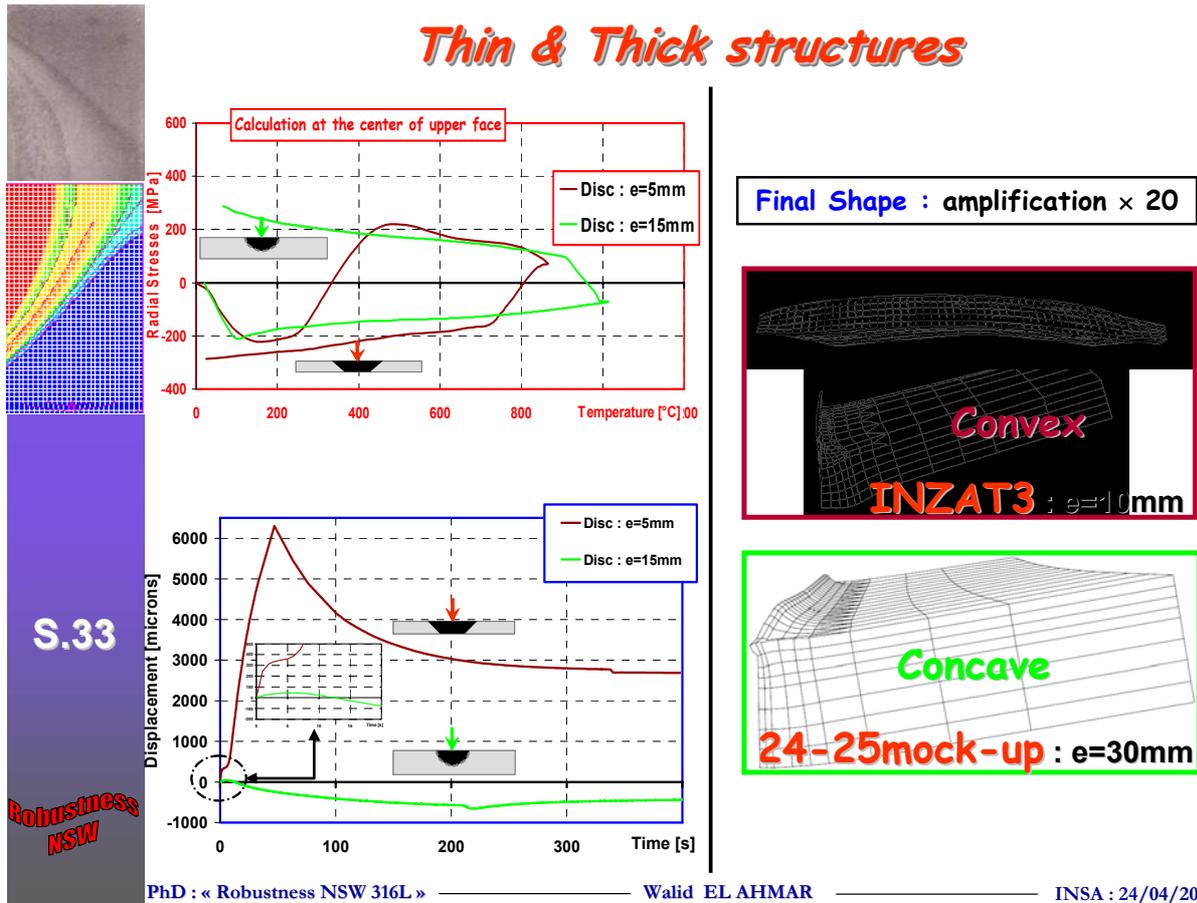
Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

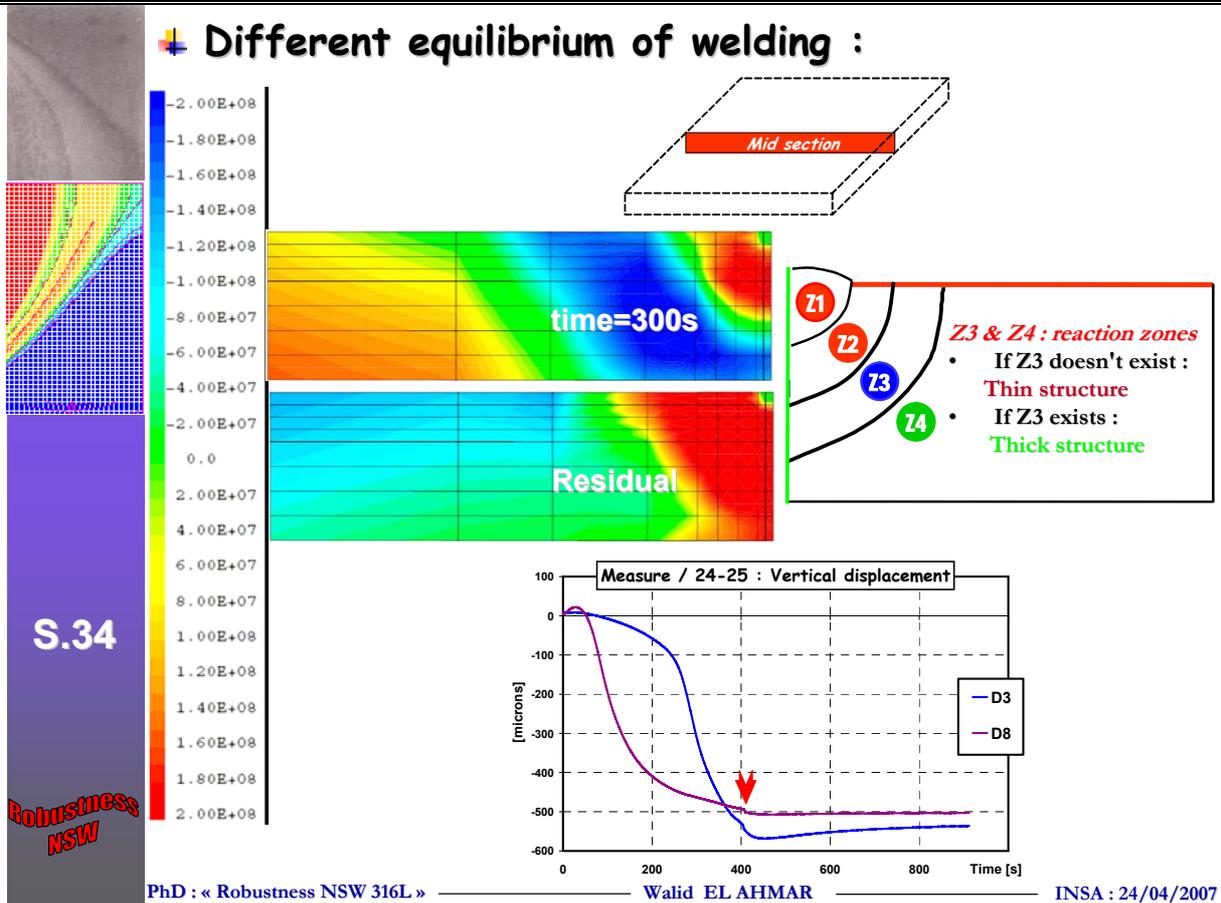
Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

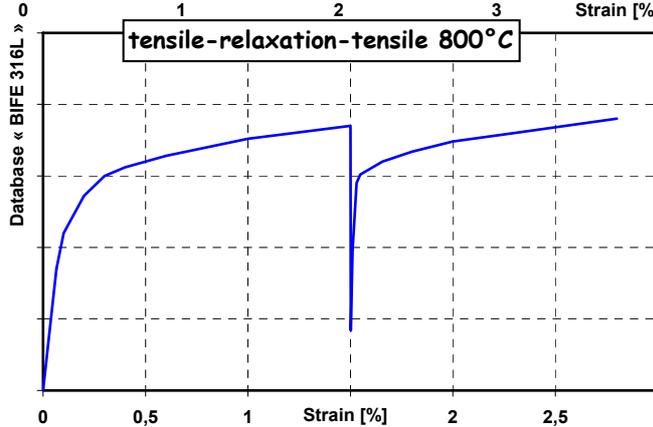
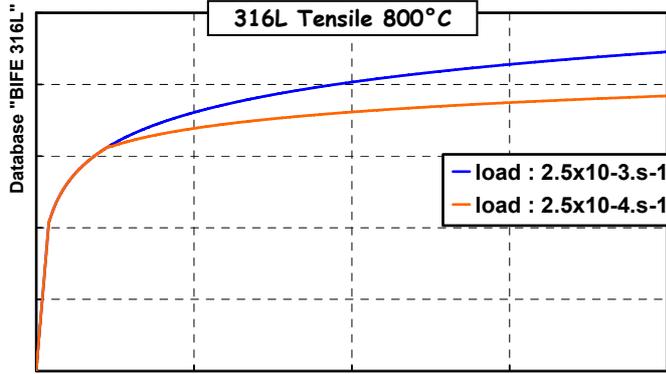
Thin & Thick structures



Different equilibrium of welding :



Viscous tests:



**Viscous effect
Starts at
MT/3 = 500°C**

S.35

Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Viscous Model

Selection criteria :

1. Simple to characterize:

few parameters (Classical Model of Norton),

2. With the same formalation, the model must describe

- EP behavior at low temperatures (Plasticity Starts at 200°C)
- EVP behavior at high temperatures (Starts at 500°C)
- A Newtonian viscous fluid behavior, for T>MT

Elastoplastic Model :

$$\dot{\underline{\epsilon}}^p = \frac{3}{2} \cdot p \frac{\underline{S} - \underline{X}}{(\sigma - X)_{eq}} = \dot{\underline{\epsilon}} - A^{-1} \dot{\sigma} - \dot{\underline{\epsilon}}^{th}$$

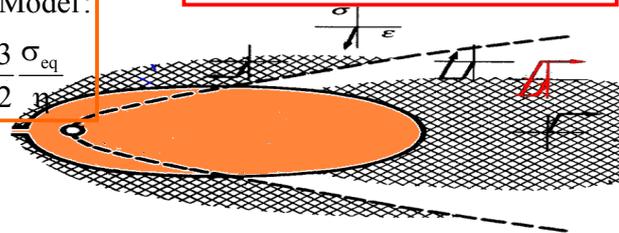
Fluid Model :

$$\dot{\underline{\epsilon}}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot p \frac{\sigma_{eq}}{\eta}$$

Norton Model :

$$\left\{ \begin{array}{l} \dot{\underline{\epsilon}}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot p \frac{\underline{S} - \underline{X}}{(\sigma - X)_{eq}} \\ \dot{p} = \left(\frac{\langle f \rangle}{\eta} \right)^n \end{array} \right.$$

with : $f = (\sigma - X) - \sigma_s$



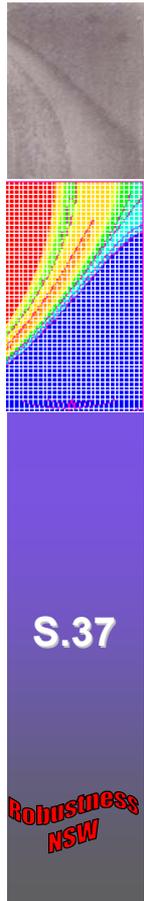
S.36

Robustness
NSW

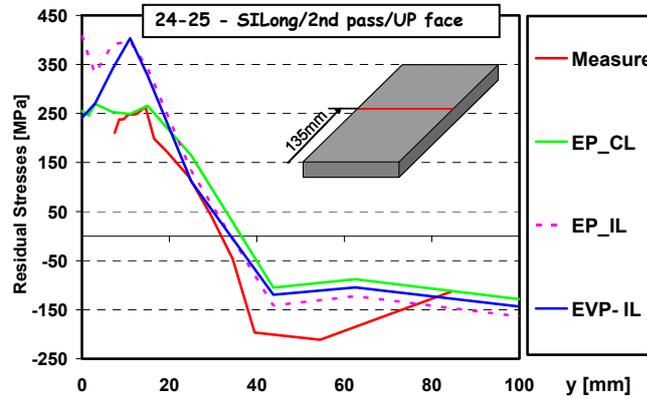
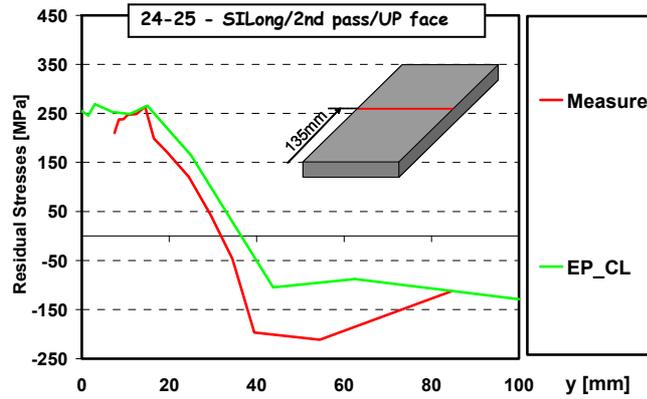
PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007



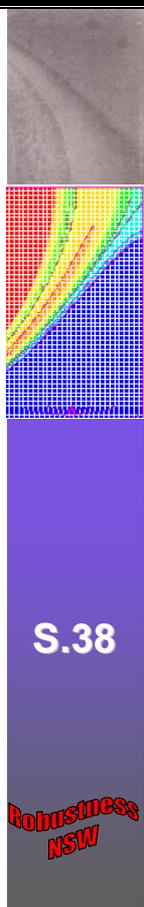
Comparative analysis:



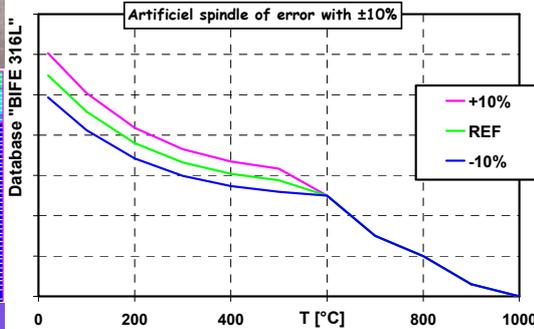
PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

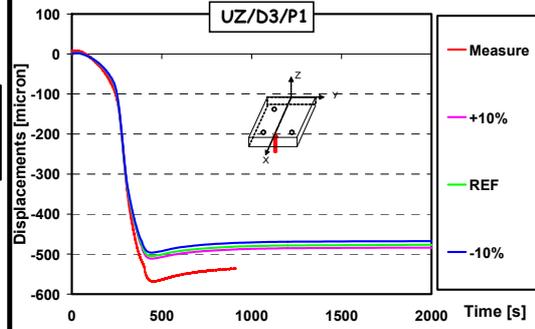
INSA : 24/04/2007



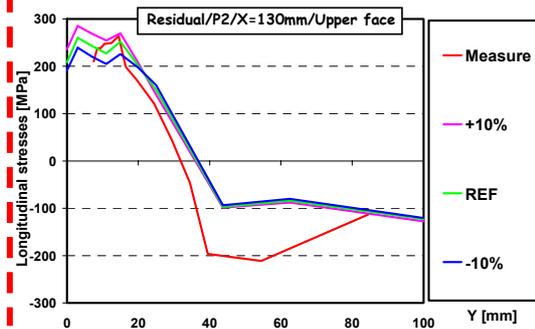
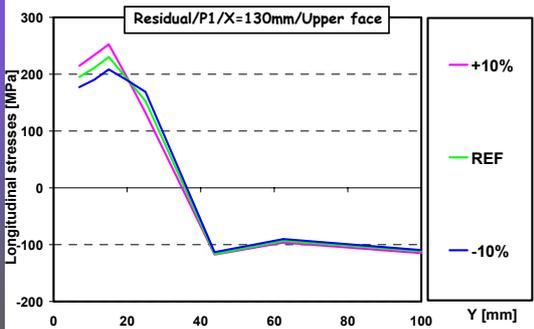
$\sigma_{0.2\%}$ sensitivity:



Displacement



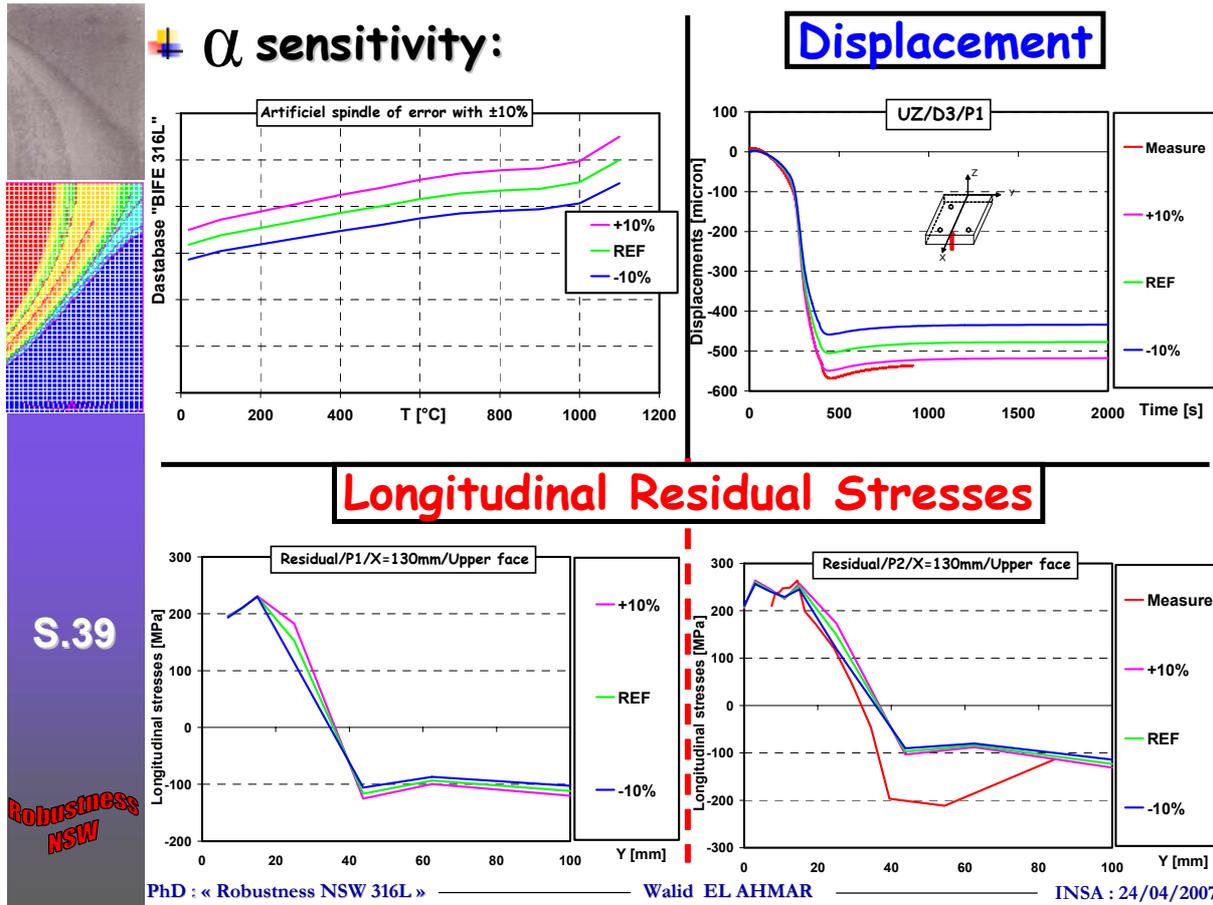
Longitudinal Residual Stresses



PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007



S.39

Robustness NSW

Sensitivity analyses:

Influence: Strong Medium Weak
Symbol : S m w

	Distortions	σ ^r
E	w	w
σ _{0.2%}	w	S
E _T	w	w
Thermal expansion	S	w
Hardening (C, I)	S	S
Viscosity (speed of torch)	m	S(1D) W(mesure & calcul)
Pass number	S(mesure & calcul)	S(mesure & calcul)

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Comparison analyses (mechanical parameters):

Influence:	Strong	Medium	Weak
Symbol :	S	m	w

INZAT4 & Literature

	Walid		Petelet	Zhu	
	316L		316L	Alu	
	Plate (e=30 mm)		Disc (e=5 mm)	Plate (e=152.4 mm)	
	D	σ^r	Mechanical	D	σ^r
E	w	w	S	w	w
$\sigma_{0.2\%}$	w	S	S	S	S
E_T	w	w	w	w	w
Thermal expansion	S	w	S	w	w

S.41

Robustness NSW

Planning : Robustness of NSW

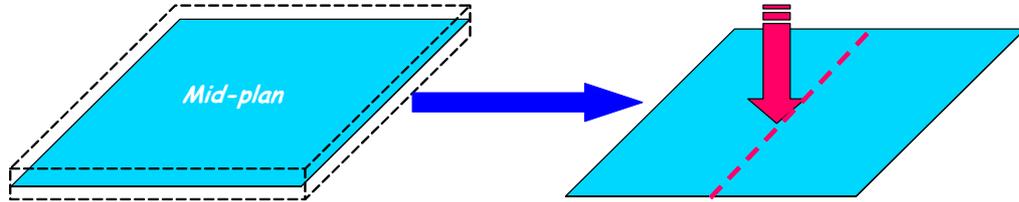
1. Introduction and Context
2. Robustness of 3D thermal solution
 - Thermal Representative solution INZAT3
 - Sensitivity analyses INZAT3 & NeT-TG1
3. Robustness of 3D mechanical solution
 - Mechanical Representative solution NeT-TG1
 - Sensitivity analyses "24-25" mock-up
- 4. Representativity of 2D modeling "24-25" mock-up**
5. Main conclusions & perspectives

S.42

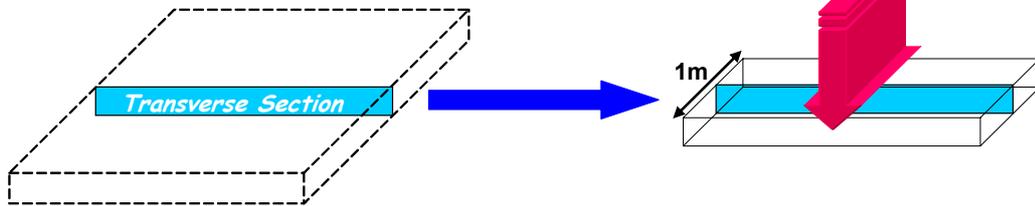
Robustness NSW

"24-25" mock-up : 2D modeling

1. 2D Plane stress modeling (2DCP)



2. 2D plane strain modeling (2DDP)



S.43

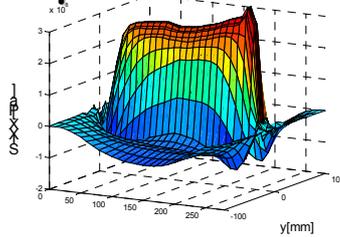
Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

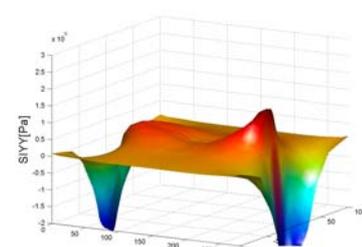
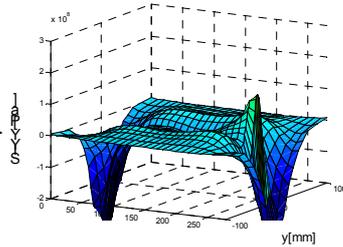
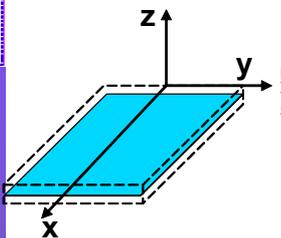
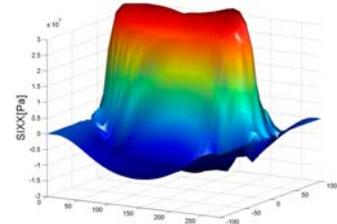
Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

24-25 mock-up: 3D

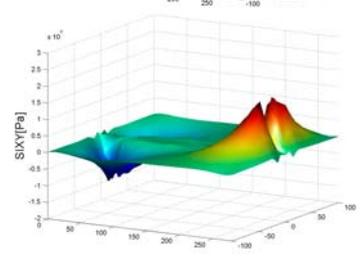
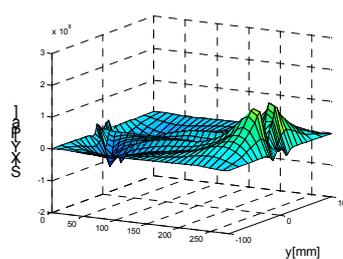


2DCP



S.44

[σ/R/P1/I]:



➤ We have a good agreement between residual stresses for 3D & 2DCP modeling.

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Robustness
NSW



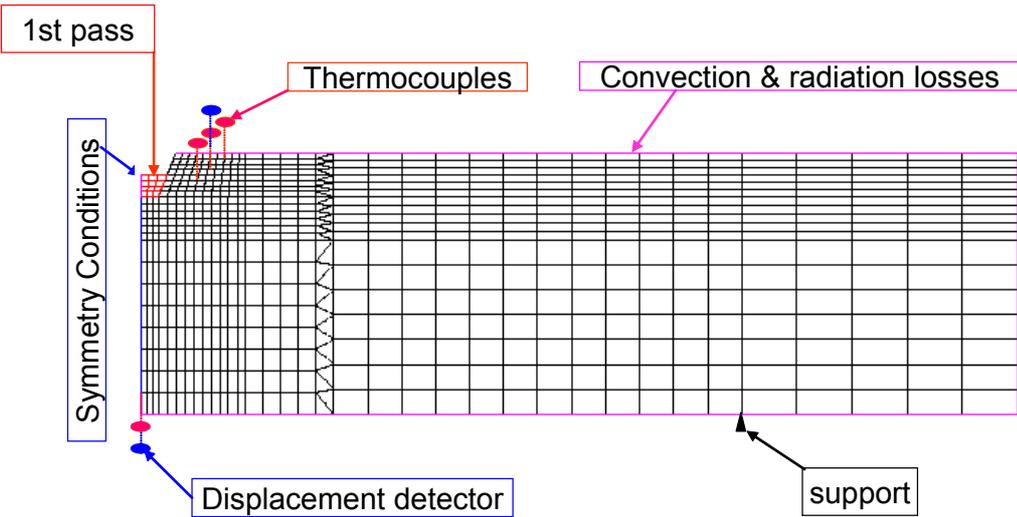
2DDP : mesh

1. The groove :



2. Thermal model :

▪ 1st pass



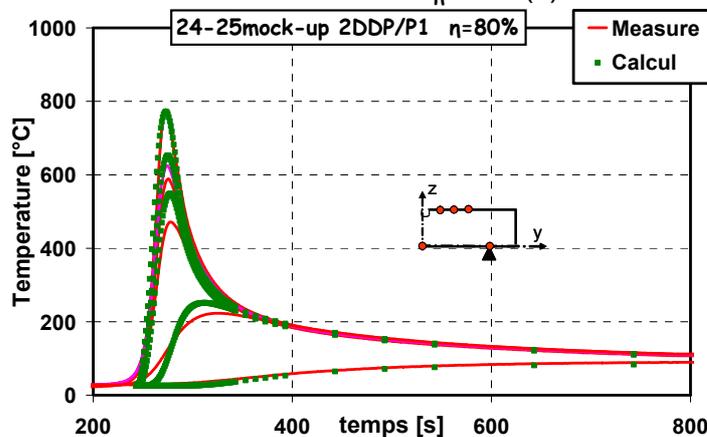
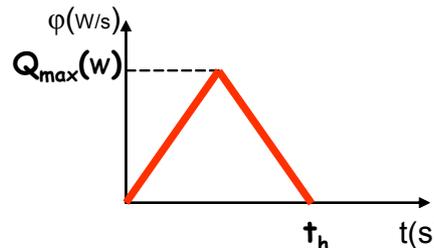
S.45

Robustness NSW

2DDP : Thermal adjustment

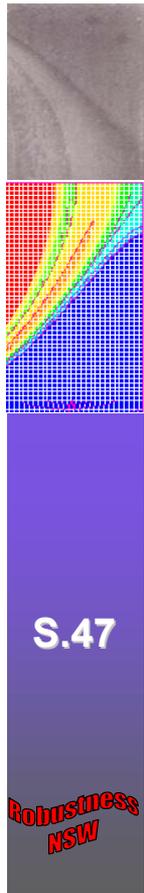
We choose $\eta = 80\%$ → unknown to identify t_h

$t_h = 40s$: Heating time

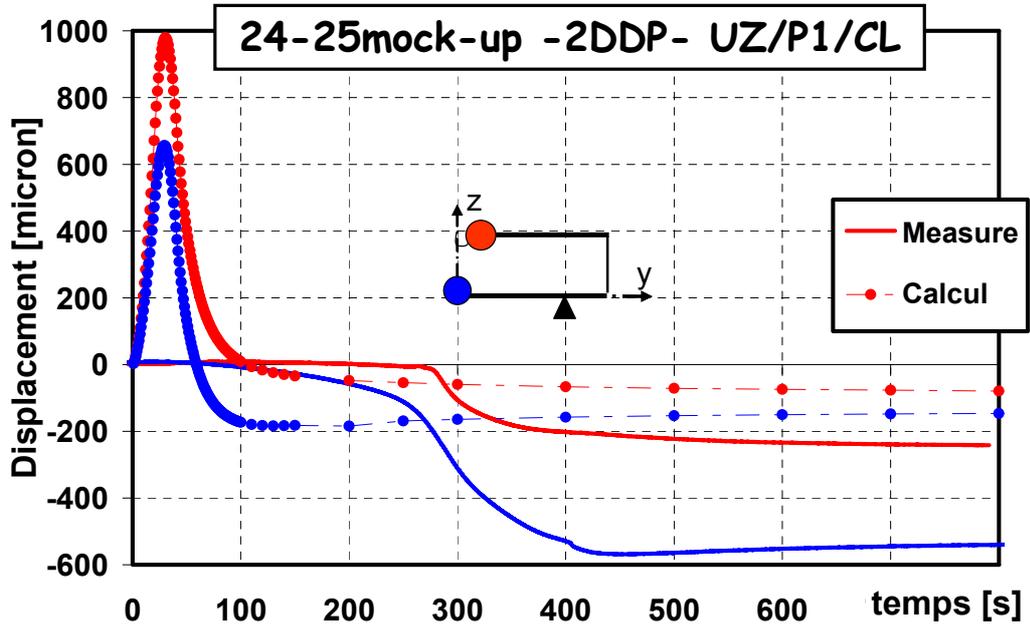


S.46

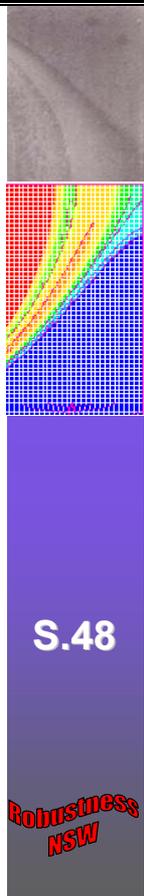
Robustness NSW



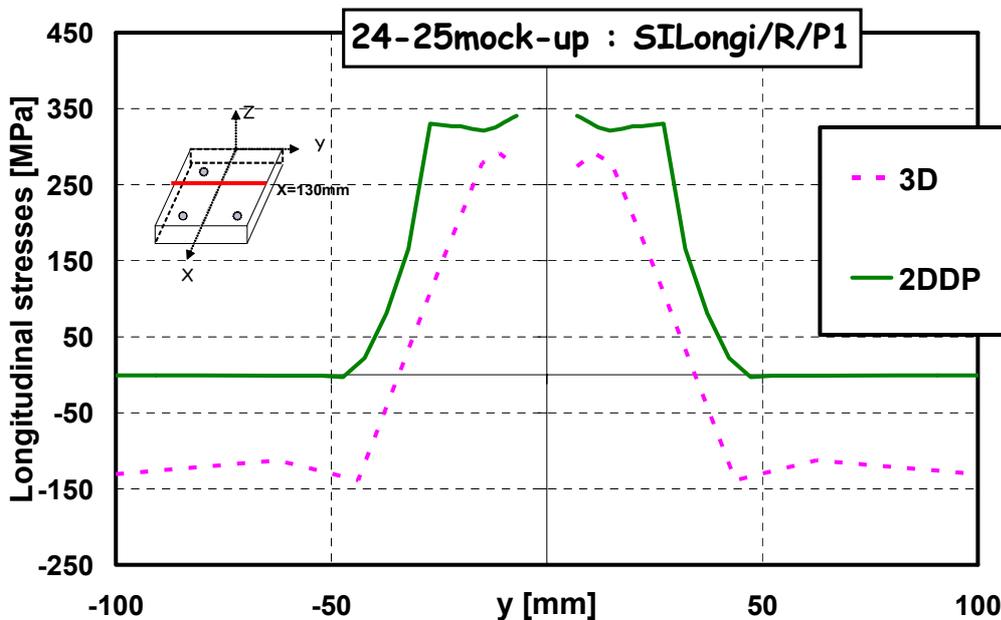
2DDP : Displacements



➤ The 2D simulation with plane strain (2DDP) doesn't give a satisfactory displacement result

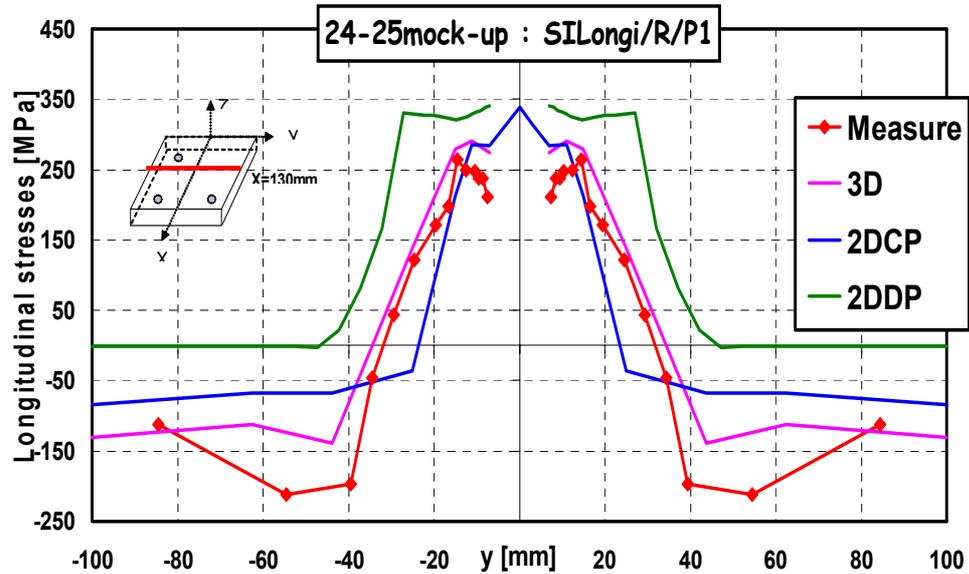


2DDP : Longitudinal residual stresses



➤ The 2D simulation with plane strain (2DDP) doesn't give a satisfactory residual stress result

Longitudinal Residual stresses : Comparison



- The 2D simulation with plane stress gives a satisfactory residual stress field
- The 2D simulation with plane strain doesn't give a satisfactory results

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Planning : Robustness of NSW

1. Introduction and Context
2. Robustness of 3D thermal solution
 - Thermal Representative solution INZAT3
 - Sensitivity analyses INZAT3 & NeT-TG1
3. Robustness of 3D mechanical solution
 - Mechanical Representative solution NeT-TG1
 - Sensitivity analyses "24-25" mock-up
4. Representativity of 2D modeling "24-25" mock-up
5. Main conclusions & perspectives

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

Main Conclusions : NSW (TIG + 316L)

1 - Thermal fields are mainly sensitive to :

1. Thermal conductivity
2. Heat modeling
3. Mesh
4. Without adjustment : use 75% of heat flux

2 - Mechanical fields are mainly sensitive to :

+ Residual stress

1. Thermal fields
2. Geometry of structure
3. Yield stress
4. Hardening model
5. Mesh
6. Viscous effect
7. Boundary conditions

+ Distortions

1. Thermal fields
2. Geometry of structure
3. Thermal expansion
4. Hardening model
5. Boundary conditions
6. Viscous effect
7. Mesh

S.51

Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007

S.52

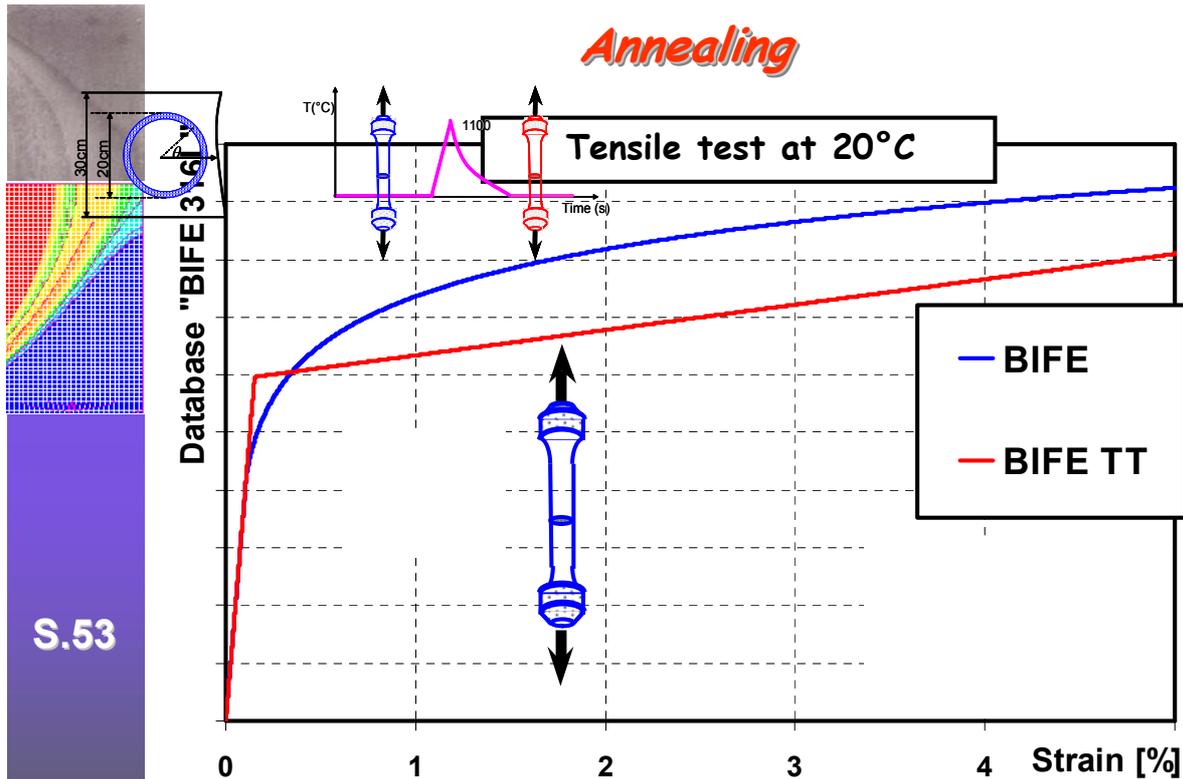
Robustness
NSW

PhD : « Robustness NSW 316L »

Walid EL AHMAR

INSA : 24/04/2007





S.53

Robustness NSW

PhD : « Robustness NSW 316L » ————— Walid EL AHMAR ————— INSA : 24/04/2007

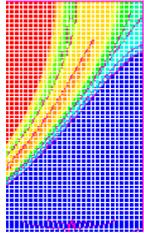
Viscous model : Normal resolution protocol

$$\sigma = \sigma_s(\dot{\epsilon}^{vp}, \alpha) + \sigma_v(\dot{\epsilon}^{vp}, \alpha)$$

$$\begin{cases} \sigma_s \text{ (speed} \rightarrow 0) \\ \sigma_v = f(\text{loading rate}) \end{cases}$$

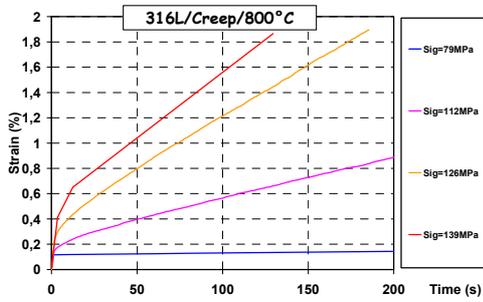
with :

$$\begin{cases} \dot{\epsilon}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot p \cdot \frac{S}{\sigma_{eq}} \\ p = \left(\frac{\sigma_{eq} - (\sigma_s + R)}{\eta} \right)^n \end{cases} \quad \text{with : } \begin{cases} R = R_0 \cdot r \\ \dot{r} = \dot{p} - (C \cdot r)^{1/m} \end{cases}$$



S.54

Robustness NSW



During secondary creep (slope A) :

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

$$\begin{cases} 0 = \sigma_1 - \left[\eta \cdot \left(\dot{\epsilon}_1 \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left(\dot{\epsilon}_1 \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_2 - \left[\eta \cdot \left(\dot{\epsilon}_2 \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left(\dot{\epsilon}_2 \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_3 - \left[\eta \cdot \left(\dot{\epsilon}_3 \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left(\dot{\epsilon}_3 \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \\ 0 = \sigma_4 - \left[\eta \cdot \left(\dot{\epsilon}_4 \right)^{1/n} + \frac{h}{C} \cdot \left(\dot{\epsilon}_4 \right)^{1/m} + \sigma_s \right] \end{cases}$$

Initial solution

Resolution:
Newton Iterative method

PhD : « Robustness NSW 316L » ————— Walid EL AHMAR ————— INSA : 24/04/2007

Viscous model : Manual resolution protocol

Adjustment parameters between 500-1100°C :

- σ_S : yield stress of viscous flow (*relieving tests*)
- R_0 : linear hardening module
- η, n : viscosity coefficients (*tensile curves with 2 strain rates*)
- C, m : viscous hardening restoration coefficients (*Secondary creep curves*)

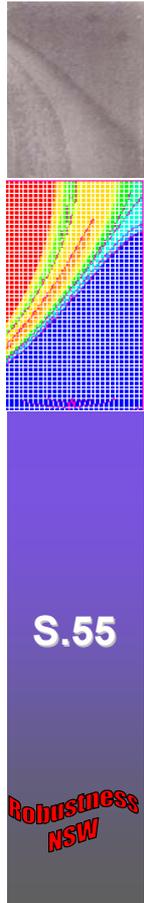
Manual adjustment of coefficients $\sigma_{threshold}, \eta, n, C, m$ between 500°C and 1000°C



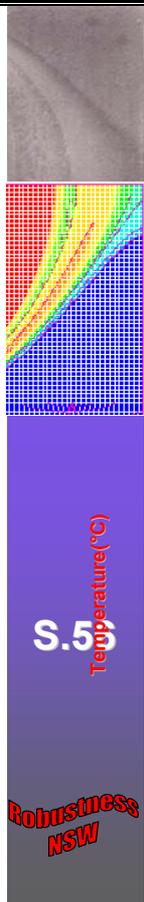
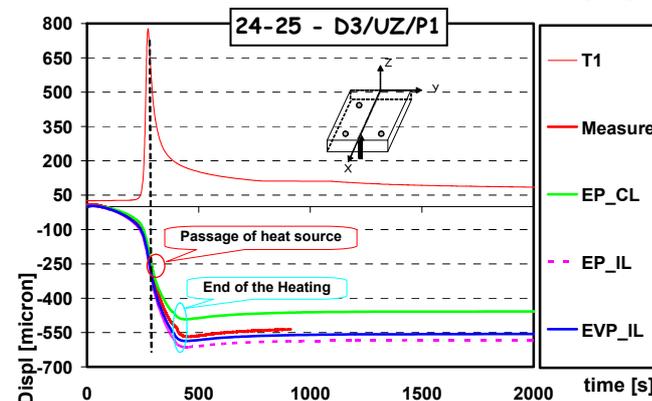
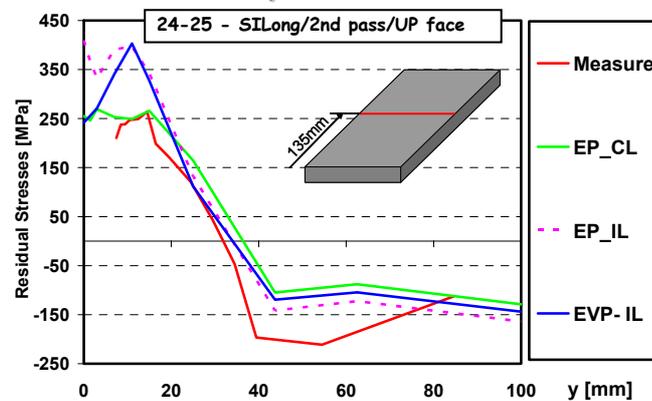
Numerical restitution of tests

Extrapolation

Beyond 1100°C, total and instantaneous restoration, $C=m=1$ & linear interpolation of n & η



Comparative analysis:



12 RAPPORT DU JURY



Le jury composé de MM :

BERGHEAU Jean-Michel	Professeur
GILLES Philippe	Expert international
JULLIEN Jean-François	Professeur
LIEURADE Henri-Paul	Docteur es Sciences
NELIAS Daniel	Professeur
PILVIN Philippe	Professeur

s'est réuni le Mardi 24 avril 2007

pour procéder à la soutenance de la thèse de docteur de l'INSA de Lyon

de Monsieur EL AHMAR Walid

Ecole Doctorale : MEGA

dont le mémoire est intitulé :

Robustesse de la Simulation Numérique du Soudage TIG de Structures 3D en acier 316L

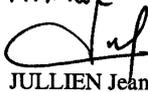
M. Walid El Ahmar a présenté avec enthousiasme son travail de thèse sur la « Robustesse de la Simulation Numérique en Soudage TIG de structures 3D en acier 316L ». Par un exposé dynamique et synthétique, s'appuyant sur des supports visuels très didactiques, M. Walid El Ahmar a su montrer à l'auditoire ses qualités scientifiques et techniques sur un sujet complexe en mettant en exergue les résultats importants de son travail. Par ses qualités d'interprétation des nombreux résultats obtenus, il a convaincu le Jury de son excellente maîtrise sur les thématiques de modélisation et de simulation numérique qu'il a développées dans son mémoire. Les réponses aux nombreuses questions du Jury ont clairement montré son intégrité intellectuelle et scientifique ainsi que son pragmatisme technique face à un sujet d'actualité.

M. Walid El Ahmar a, de plus, montré sa capacité à mettre en œuvre, dans un contexte industriel, une démarche cohérente pour proposer des solutions et des outils applicatifs pour le secteur du soudage de haute technologie. Ainsi le Jury, unanime, l'a jugé digne du Titre de Docteur de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon dans la spécialité « Mécanique – Génie Mécanique – Génie Civil ».

Après en avoir délibéré, le jury a prononcé l'admission de M. Walid El Ahmar


BERGHEAU Jean-Michel


GILLES Philippe


JULLIEN Jean-François


LIEURADE Henri-Paul


NELIAS Daniel


PILVIN Philippe

L'INSA de Lyon, par décision de son conseil scientifique en date du 5 octobre 2006, a décidé que les rapports de soutenance des thèses de doctorat ne devaient faire aucune référence à la notion de mention.

13 REFERENCES

A

- [AFCEN] **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 flots nucléaires RNR (**RCC-MR**), Tome 1, Vol Z : Annexe technique A3, Paris, Mai 1993.
- [Aliaga] **Aliaga, C., Massoni, E., Treuil, J.L.**, 3D numerical simulation of THEVP behavior using stabilized mixed FE formulation : application to 3D heat treatment, 4th World Cong. On Computational Mechanics, Buenos Aires, Argentina, 29 june – july 1998.
- [Ayrault 1] **Ayrault D., Blanchot O.**, “Maquettes instrumentées de soudage multi-passe. Base de données expérimentale destinée à la validation de calculs. Projet : intégrité mécanique des tuyauteries” fiche-action : CEA/EDF 2425, DECS/UTA/02-RT-07.
- [Ayrault 2] **Ayrault D., Blanchot O.**, Fontes A., ‘Two-Passes GTA Welding Instrumented Tests as references for both the Round Robins on numerical analysis and measurements of residual stresses’, 56th Annual assembly of International Institute of welding, July 6-11, 2003, Bucharest, Romania, paper IIW-X/XIII/XV-RSDP-82-03.

B

- [Bergheau 1] **Bergheau, J.M.**, Apports de la modélisation numérique pour l’optimisation des procédés de soudage, Cours du Colloque National MECAMAT, Aussois, Janv. 2003, 13p.
- [Bergheau 2] **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.
- [Blanc 1] **Blanc, G., Raynaud, M., Chau, T.H.**, A guide for the use of the function specification methode for 2D inverse heat conduction problems, Rev. Gên. Therm., 1998, 37, pp. 17-30.
- [Blanc 2] **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.
- [Blanc 3] **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.
- [Binard] **Binard J., Chabenat A.**, Etude expérimentale des paramètres influençant le bain de fusion, Soudage et techniques connexes, Janv-Fev 1985.
- [Boyer] **Boyer, J. C., Boivin M.**, Numerical calculations of residual-stress relaxation in quenched plates, Materials Science and Technology, 1985, Vol.1, pp.786-792.

- [Bru] **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.
- [Baup] **Baup, O., Lejeail, Y.,** Rapport SERSI/LECC/99, Centre d'étude de Cadarache DER/SERSI/LECC, 1999.
- [Brickstad] **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.
- [Bebey] **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.

C

- [Cau] **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.
- [Canas] **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.
- [Canas] **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.
- [Cavallo] **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.
- [Cano] **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.
- [Carron] **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.
- [Carmignani] **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.
- [CEA R&D] **CEA R&D,** « Compte-rendu d'essai de soudage instrumenté », N°DECS/STA/LMS/01158.
- [CS] **CS Communication et Systèmes,** « Les entreprises, acteurs de la recherche et de l'innovation », Entretiens Louis le Grand 2005.
- [Coret] **Coret, M.,** "Étude 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 : École Normale Supérieure de Cachan, 2001.
- [Cornu] **Cornu, J.,** Soudage par fusion en continu, Paris Londres Lausanne, Hermès, 1985.

- [Colonna] **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.

D

- [Depradeux] **Depradeux, L.,** "Simulation numérique du soudage en vue de la prédiction des distorsions et contraintes résiduelles – validation expérimentale sur cas tests de référence – Acier 316L", Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2004
- [Denis 1] **Denis, S., Simon, A, Beck, G.,** Analysis of the thermomechanical behaviour of steel and calculation of internal stresses during martensitic quenching.
- [Denis 2] **Denis, S.,** Prévion des contraintes résiduelles induites par traitement thermique et thermochimique, Revue de Métallurgie – CIT/Science et Génie des matériaux, 1997, pp.157-176.
- [Desroches 1] **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.
- [Desroches 2] **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.
- [Devaux] **Devaux, J.,** Modélisation numérique du soudage – calcul thermométallurgique et mécanique d'un essai laser sur disque, Lyon : Systus international, 1997, rapport LESR/97/2028 indice A, 23p.
- [Dupas] **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.
- [Druette] **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.
- [Dumord] **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.

[Doc Code_Aster] : <http://www.code-aster.org/>

[Doc SYSWELD] : ESI GROUP Engineering Systems International PAM, SYSTUS International.

E

- [EDF R&D] **EDF R&D,** 'Note méthodologique sur la simulation numérique du soudage multipasse', N° HI-75/01/017/A.
- [EL-Ahmar] **EL-Ahmar W., Jullien JF., Gilles Ph.,** "3D numerical simulation of the NET "single weld bead-on-plate" IJPVP Special Issue.

- [EL-Ahmar 1] **EL-Ahmar W., Jullien JF., Gilles Ph., Saïd Taheri, Frédéric Boitout** “La robustesses de la simulation numérique du soudage TIG : application à des structures en acier 316L”, Matériaux2006; Dijon: 13-17 novembre, 2006.
- [EL-Ahmar 2] **EL-Ahmar W., Jullien JF. Gilles Ph., Nelias D.** “Effect of heat input modelling on TIG welding thermo-mechanical fields”. Proceedings of IJTC2006, STLE/ASME International Joint Tribology Conference, San Antonio, TX, USA, October 22-25, 2006.
- [EL-Ahmar 3] **EL-Ahmar W., Jullien JF. Gilles Ph.** “Robustness of residual stress computation: From Satoh test to welding plate”. ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference; Vancouver: July, 2006.
- [EL-Ahmar 4] **EL-Ahmar W., Jullien JF.,** “Viscosity effect on displacements and stresses of a tow-pass welding plate”, 16th European Conference of Fracture (ECF16), Alexandroupolis , July. 2006.
- [EL-Ahmar 5] **EL-Ahmar W., Jullien JF.,** “3D Simulation of multipass welding of austenitic stainless steel plate”. Conference on Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes (XI-MCWASP); Opio: June, 2006.
- [EL-Ahmar 6] **EL-Ahmar W., Jullien JF., Gilles Ph.,** “Reliability of hardening model to predict the welding residual stresses”, 3rd International Conference on Thermal process modelling and simulation (IFHTSE conference); Budapest: April, 2006.
- [EL-Ahmar 7] **EL-Ahmar W.,** “INZAT4 « Robustesse 316L »: Rapport d’avancement -Année 1”, INSAVALOR/2578/INZAT4/A04a; Lyon: 7 novembre 2005.
- [EL-Ahmar 8] **EL-Ahmar W.,** «BIFE : Base de données 316L, Comportement des matériaux situés dans la zone affectée thermiquement lors d’une opération de soudage », Note INSA Lyon, N° : INSAVALOR257.8A401.

F

- [François 1] **François, D., Pineau, A., Zaoui, A.,** Comportement mécanique des matériaux : élasticité et plasticité, Edition Hermès 1992.
- [François 2] **François, D., Pineau, A., Zaoui, A.,** Comportement mécanique des matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact, Edition Hermès 1993.
- [Faure] **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).

G

- [Goldak] **Goldak, J., Chakravati, A., Bibby, M.,** A new finite element model for welding heat sources, Metallurgical Transactions, 1984, 15B, pp. 299-305.

H

- [Hong] **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.

I

- [Inoue] **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.

J

- [Josefson] **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.
- [Jullien] **Jullien JF., EL-Ahmar W.**, “Robustness analyses of Numerical welding Simulation of 316L structures effect of the Model choice on numerical result ”, Rennes , July. 2006.

K

- [Karlsson] **Karlsson L., Lindgren L.E.** Combined heat and stress-strain calculations, Modelling of casting, welding and advanced solidification Processes V (1991),187-202.
- [Khardi] **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.
- [Kim] **Kim, W.H., Na, S.J.**, Heat and fluid flow in pulsed current GTA weld pool, International Journal of Heat and Mass Transfer ,1998, 41, pp. 3213-3227.

L

- [Lacombe] **Lacombe, P., Baroux, B., Beranger, G.**, Les aciers inoxydables, éditions de physiques, 1990.
- [Lancaster] **Lancaster, J.H.**, Metallurgy of Welding, London, Ed. Chapman&Hall, 4^e edition, 1993.
- [Le] **LE, V.D.**, Sensibilité de l’état mécanique d’un acier austénitique à des traitements thermique, Master de recherché, 2004.
- [Leblond 1] **Leblond, J.B.**, Simulation numérique du soudage, modèle de viscoplasticité ; FRAMASOFT ; N°CSS.L.N.T.89/4015, 1989.
- [Leblond 2] **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.
- [Leblond 3] **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.
- [Leblond 4] **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.

- [Lemaitre] **Lemaitre, J., Chaboche, J.L.**, Mécanique des matériaux solides, Paris, Dunod, 1985.
- [Li] **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.
- [Lindgren 1] **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.
- [Lindgren 2] **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.
- [Lindgren 3] **Lindgren, L.E**, Finite element modelling and simulation of welding, Part 1 : increased complexity, Journal of thermal stresses, 2001, 24, pp.141-192.
- [Lindgren 4] **Lindgren, L.E**, Finite element modelling and simulation of welding, Part 2 : improved material modelling, Journal of thermal stresses, 2001, 24, pp.195-131.
- [Lindgren 5] **Lindgren, L.E**, Finite element modelling and simulation of welding, Part 3 : efficiency and intergration, Journal of thermal stresses, 2001, 24, pp.305-334.
- [Lindgren 6] **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.
- [Little] **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.

M

- [Mc Dill] **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 3rd Int. Conf. on Trends in Welding Research, 1993, pp.105-108.
- [Mguil] **Mguil – Touchal, S., Morestin, F., Brunet, M.**, Mesure de champs de déplacements et de déformations par corrélation d’images numériques, Actes du colloque National Mécamat 96, Mécanisme et Mécanique des Grandes Déformations, Aussois, 1996, p. 179-182.
- [Michaleris] **Michaleris, P., Debicari A.**, Prediction of welding distortion, Welding Journal, 1997, 76 (4), pp.172-180.

N

- [Nguyen] **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.

P

- [Pericleous]** **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.
- [Petit]** **Petit-Grostabussiat, S.**, Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux, Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2000, 230p.
- [Petelet]** **Petelet, M.**, Echantillonnage LHS des propriétés matériau des aciers pour l'analyse de sensibilité globale en simulation numérique du soudage. Matériaux2006; Dijon: 13-17 novembre, 2006.
- [Perret]** **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.
- [Philip]** **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.
- [Prost]** **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.



- [Radaj]** **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.
- [Rappaz]** **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.
- [Razakanaivo]** **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.
- [Rosenthal 1]** **Rosenthal D.**, Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, Welding Journal, 1941, 20, pp.220s-234s.
- [Rosenthal 2]** **Rosenthal D.**, Mathematical Theory of moving sources of heat and its application to metal treatments, Trans ASME, 1946, 68, pp.849-866.
- [Roelens]** **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.
- [Ronda]** **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.
- [Ronda]** **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.
- [Roger]** **Roger, F.**, Etude et modélisation de la formation d'un cordon de soudure à l'arc, Thèse de doctorat, Ecole polytechnique, 2000,112p.
- [Rykalin]** **Rykalin N. N.**, Calcul des processus thermiques de soudage, soudage et techniques connexes, janvier 1961.

S

- [S.A] S.A, Les analyses de sensibilité et d'incertitude.
- [Pilvin] **Pilvin, P.**, Simulation des distorsions induites par soudage MAG d'un assemblage bras-plaque en acier ferritique, Dijon Matériaux 2006
- [Satoh 1] **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.
- [Satoh 2] **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.
- [Sarrazin] **Sarrazin, E.**, Modélisation du soudage d'alliages d'aluminium, Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique, 1995, 193p.
- [Sassi] **Sassi, M., Raynaud, M.**, Solution of the moving-boundaries problems, Numerical Heat Transfer, 1998, Part B, Vol.34, pp. 271-286.
- [Schaeffler] **Schaeffler**, Constitution Diagram for stainless steel weld metal, Metal Progress, 1949, 56, pp. 680-680B.
- [Smith] **Smith M.C & al.**, "NeT Task Group 1 Single Weld Bead on Plate: Review of Phase 1 Weld Simulation Round Robin". British Energy E/REP/BDBB/0089/GEN/05 (Draft 2, 2005).
- [Sidoroff] **Sidoroff, F.**, Formulations élasto-plastiques en grandes déformations, Rapport Greco n°29, 1981.
- [Simo] **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.
- [Sire] **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 Doctotat, Ecole Centrale de Nantes, 2002, 162p.

T

- [Taleb 1] **Taleb, L., Sidoroff, F.**, A micromechanical Modelling of Greenwood-Johnson Mechanism in Transformation Induced Plasticity. International Journal of Plasticity (article soumis).
- [Taleb 2] **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.
- [Tsai] **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.
- [Tso-Liang] **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.

- [Tissot] **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.

V

- [Varriot] **Varriot, J., Gerbeaux, H.**, Les aciers inoxydables : mise en œuvre et soudage, Publications de la soudure autogène, Paris 1982.
- [Vincent] **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.
- [Videau] **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.

W

- [Waeckel 1] **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.
- [Waeckel 2] **Waeckel, F., Razakanaivo, A.**, Modèles de comportement métallurgiques des aciers, Manuel de référence du Code_Aster, R4.04.01-B, 1998.
- [Waeckel 3] **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.
- [Waeckel 4] **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.
- [Wu] **Wu, C.S., Ushio, M., Tanaka, M.**, Analysis of the TIG welding arc behavior, Computational Materials Science 7, 1997, pp. 308-314.

Y

- [Yang] **Yang, J.**, Effet de la microstructure sur l'évolution de propriétés mécaniques, après traitement thermique, d'un acier inoxydable austénitique 316L. INSA-LYON, 02/2004.

Z

- [Zhu X.K.] **Zhu, X.K., Chao, Y.J.**, Effect of temperature-dependent material properties on welding simulation, Computers and Structures, 2002, 80, pp.967-976.

Annexes

14 ANNEXES

14.1 THERMOMECHANIQUE : APPROCHE PHENOMENOLOGIQUE

La modélisation du comportement du matériau est ici abordée à l'échelle classique de la mécanique, l'échelle mésoscopique. Contrairement au point de vue microscopique qui cherche à modéliser les phénomènes physique par le biais de variables telles que le vecteur de Burgers ou la densité de dislocation, on se situe ici à une échelle plus large, permettant de décrire le matériau, considéré comme un milieu homogène, au moyen de variables globales, compatibles avec les lois de la thermodynamique. Ces variables, telles que la contrainte ou la température, permettent de décrire plus aisément le comportement de la structure, même si parfois, elles ne sont pas liées à un sens physique.

14.1.1 Lois thermodynamiques

14.1.1.1 Lois de conservation - Inégalité de Clausius-Duhem

Les lois de conservation de la mécanique des milieux continus (quantité de mouvement, masse) ainsi que les premiers et deuxièmes principes de la thermodynamique conduisent à l'inégalité de Clausius-Duhem:

$$\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) - \frac{\bar{q}}{T} \text{grad}(T) \geq 0 \quad \text{Équation 14-1}$$

$$\text{avec: } \left[\begin{array}{l} \boldsymbol{\sigma} : \text{tenseur de contrainte} \\ \dot{\boldsymbol{\epsilon}} : \text{vitesse de déformation} \\ \rho : \text{masse volumique} \\ s : \text{entropie} \\ \bar{q} : \text{flux de chaleur} \\ T : \text{temperature} \\ \psi : \text{énergie libre spécifique, } \psi = e - Ts \end{array} \right.$$

Cette inégalité doit être vérifiée pour que l'évolution soit acceptable au sens de la thermodynamique.

On distingue deux termes :

La dissipation intrinsèque :

$$\phi_i = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) \quad \text{Équation 14-2}$$

La dissipation thermique :

$$\phi_{th} = \frac{\bar{q}}{T} \text{grad}(T) \quad \text{Équation 14-3}$$

La positivité de la dissipation thermique est assurée par la loi de Fourier :

$$\vec{q} = -k \cdot \text{grad}(T) \quad \text{Équation 14-4}$$

Pour que l'évolution thermodynamique soit admissible, il suffit donc d'avoir :

$$\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) \geq 0 \quad \text{Équation 14-5}$$

14.1.1.2 Choix des variables d'état

Un état donné de la matière sera décrit thermodynamiquement par un certain nombre de variables d'état, que l'on peut classer en deux catégories : les variables observables et les variables internes (ou variables cachées).

- Les variables observables découlent du formalisme de la mécanique des milieux continus et de la thermodynamique. La description des phénomènes qui nous intéressent (élasticité, plasticité, viscoplasticité, endommagement,...) se fait à l'aide de deux variables observables :

La température T

La déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon}$

- Les variables internes servent quand à elles à représenter l'état actuel de la matière, décrire des phénomènes dissipatifs, dépendants de l'histoire passée du matériau et impossibles à mesurer.

Ainsi le choix de modéliser tel ou tel phénomène physique se fera par le choix d'une variable d'état, que nous noterons V_k . La description définie sera thermodynamiquement admissible si à chaque instant l'inégalité de l'évolution de Clausius-Duhem est vérifiée.

14.1.1.3 Potentiel thermodynamique

Les variables internes V_k interviennent dans l'énergie libre aux côtés des variables observables :

$$\psi = \psi(\boldsymbol{\varepsilon}, T, V_k)$$

Dans le cas de la plasticité et de la viscoplasticité, on effectue l'hypothèse de partition des déformations: les déformations sont décomposées en une partie élastique et une partie inélastique :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p.$$

On suppose également que l'écoulement plastique n'influence pas le comportement élastique, l'énergie libre se décompose en une partie élastique et une partie plastique:

$$\psi(\boldsymbol{\varepsilon}, T, V_k) = \psi(\boldsymbol{\varepsilon}^e, T) + \psi(T, V_k) \quad \text{Équation 14-6}$$

Alors :

$$\dot{\psi} = \frac{\partial \psi}{\partial T} \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e + \frac{\partial \psi}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \psi}{\partial V_k} \dot{V}_k \quad \text{Équation 14-7}$$

L'inégalité de Clausius-Duhem devient :

$$\left(\boldsymbol{\sigma} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e} \right) \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e + \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \rho \left(s + \frac{\partial \psi}{\partial T} \right) \dot{T} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial V_k} \dot{V}_k - \frac{\bar{q}}{T} \text{grad}(T) \geq 0 \quad \text{Équation 14-8}$$

Des hypothèses classiques permettent d'annuler indépendamment certains termes de cette inégalité :

- Une transformation élastique à température constante ($\dot{T} = 0$) , uniforme ($\text{grad}(T) = 0$) , ne modifie ni les déformation plastiques, ni les variables internes donc l'inégalité de Clausius-Duhem étant vérifiée quel que soit $\boldsymbol{\varepsilon}^e$, cela implique :

$$\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e} \quad \text{Équation 14-9}$$

Dans le cas de l'élasticité avec blocage de la déformation totale, on peut déduire:

$$s = - \frac{\partial \psi}{\partial T} \quad \text{Équation 14-10}$$

Ces deux lois d'état (lois de la thermoélasticité) montrent que la contrainte est la variable associée à la déformation élastique et l'entropie est celle liée à la température.

De même on définit les variables forces thermodynamiques associées aux variables internes par :

$$A_k = - \frac{\partial \psi}{\partial V_k} \quad \text{Équation 14-11}$$

14.1.1.4 Potentiel de dissipation

Les relations d'état entre les variables observables $(\boldsymbol{\varepsilon}, T)$ et les variables associés $(\boldsymbol{\sigma}, s)$ sont écrites à l'aide du potentiel thermodynamique. Pour décrire l'évolution des variables internes, il faut introduire le potentiel de dissipation.

Notons avant tout, que le terme de dissipation de l'inégalité de Clausius-Duhem s'écrit comme une somme de produits de variables duales $(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{A}_k, grad(T))$ par des variables flux (respectivement ; $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p, -\dot{V}_k, \frac{\bar{q}}{T}$).

On postule alors l'existence d'un potentiel de dissipation, s'écrivant sous la forme d'une fonction $\varphi(\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p, -\dot{V}_k, \frac{\bar{q}}{T})$, scalaire, convexe, positive et nulle à l'origine.

Les lois complémentaires s'écrivent alors par la propriété de normalité:

$$\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \varphi}{\partial \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p}, \quad \mathbf{A}_k = \rho \frac{\partial \varphi}{\partial \dot{V}_k}, \quad grad(T) = -\frac{\partial \varphi}{\partial \frac{\bar{q}}{T}}$$

Ces lois complémentaires peuvent également prendre la forme de lois d'évolution de variables flux en fonction des variables duales, en introduisant le potentiel dual de φ noté φ^* , obtenu par la transformée de Legendre-Fenchel. On obtient les lois de normalité :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p = \rho \frac{\partial \varphi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}}, \quad \dot{V}_k = \rho \frac{\partial \varphi^*}{\partial \mathbf{A}_k}, \quad \frac{\bar{q}}{T} = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial grad(T)}$$

Ces trois relations sont caractéristiques des matériaux standards généralisés (Halphen-Nguyen, 1975).

La première égalité nous conduit aux lois de plasticité et de viscoplasticité, la seconde exprime les lois d'évolution des variables internes et la troisième conduit à la loi de Fourier pour la thermostatique (lié à la dissipation thermique).

Le potentiel de dissipation intrinsèque prend alors la forme suivante :

$$\phi_i = \boldsymbol{\sigma} \frac{\partial \varphi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}} - \mathbf{A}_k \frac{\partial \varphi^*}{\partial \mathbf{A}_k} \tag{Equation 14-12}$$

14.1.1.5 Plasticité et viscoplasticité - surfaces équipotentielles de l'écoulement

14.1.1.5.1 Choix des variables internes

Afin de décrire l'écrouissage, on choisit deux variables internes :

- une variable scalaire notée r décrivant l'écrouissage isotrope
- une variable tensorielle $\boldsymbol{\alpha}$, décrivant l'écrouissage cinématique.

On déduit les variables force thermodynamique associées à ces variables d'écrouissage :

$$R = \rho \frac{\partial \psi}{\partial r} \quad \text{et} \quad \mathbf{X} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \mathbf{a}}$$

Ces nouvelles variables R et \mathbf{X} , duales de r et \mathbf{a} , traduisent la réponse de l'écoulement isotrope R à l'évolution de la variable interne r et cinématique \mathbf{X} à l'évolution de \mathbf{a} .

L'état d'écoulement est décrit par ces variables phénoménologiques de la manière suivante : la dimension du domaine d'élasticité est donnée par la variable isotrope R et la position de son centre est donnée par la variable cinématique \mathbf{X} .

L'inégalité de Clausius-Duhem devient:

$$\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - R\dot{r} - \mathbf{X} : \dot{\mathbf{a}} \geq 0, \quad \text{et} \quad -\frac{\vec{q}}{T} \text{grad}(T) \geq 0$$

Le potentiel de dissipation intrinsèque s'écrivant également à l'aide de φ^* :

$$\phi_i = \boldsymbol{\sigma} \frac{\partial \varphi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}} - R \frac{\partial \varphi^*}{\partial R} - \mathbf{X} \frac{\partial \varphi^*}{\partial \mathbf{X}} \quad \text{Équation 14-13}$$

Surfaces de charge :

Il existe une surface de charge représentée par $f = 0$ à partir de laquelle l'écoulement plastique peut se produire. L'écoulement peut se produire si les deux conditions suivantes sont respectées :

- Le point représentatif de l'état de contrainte $\boldsymbol{\sigma}^*$ est sur la surface de charge :

$$f(\boldsymbol{\sigma}^*, R, \mathbf{X}) = 0$$

- Le point représentatif de l'état de contrainte ne peut pas sortir de la surface :

$$df(\boldsymbol{\sigma}^*, R, \mathbf{X}) = 0$$

On en déduit le critère:

$$\begin{cases} f < 0 & \rightarrow \text{comportement élastique} \\ f = 0 \text{ et } df > 0 & \rightarrow \text{écoulement plastique} \\ f = 0 \text{ et } df < 0 & \rightarrow \text{décharge élastique} \end{cases} \quad \text{Équation 14-14}$$

14.1.1.5.2 Détermination du potentiel de dissipation φ^*

Deux schémas se présentent : la plasticité associée et la plasticité non associée, ce dernier n'entrant pas dans le formalisme des "matériaux standards généralisés".

Dans le cas de la plasticité non associée, on choisit une surface potentielle $F=Cte$ qui donne la direction de l'écoulement et l'évolution des variables d'écrouissage. La loi de normalité généralisée associée aux phénomènes dissipatifs instantanés permet d'écrire ;

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad , \quad -\dot{r} = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial R} \quad , \quad -\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \mathbf{X}}$$

$\dot{\lambda}$: Multiplicateur de plasticité indépendante du temps

Le cas de la plasticité associée est un cas particulier du précédent : on choisit $F = f$. Dans ce cas, la règle d'écoulement (Loi décrivant $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$) est associée au critère f .

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad , \quad -\dot{r} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial R} \quad , \quad -\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \mathbf{X}}$$

14.1.2 Modèles elastoplastiques

14.1.2.1 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 : $div(\boldsymbol{\sigma}) + f_{volume} = 0$

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 : $\boldsymbol{\varepsilon}^{totale} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{ther} + \boldsymbol{\varepsilon}^p$

Ou bien, sous forme incrémentale : $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{totale} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{ther} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$

14.1.2.2 Déformation élastique et déformation thermique

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

$$\boldsymbol{\sigma} = \underline{\underline{\mathbf{A}}}\boldsymbol{\varepsilon}^e = \underline{\underline{\mathbf{A}}}(\boldsymbol{\varepsilon}^{totale} - \boldsymbol{\varepsilon}^{ther} - \boldsymbol{\varepsilon}^p)$$

- 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 : $\boldsymbol{\varepsilon}^{ther} = \alpha(T).(T - T_{ref}).\mathbf{Id}$, α étant le coefficient de dilatation

thermique, T_{ref} la température de référence à laquelle la dilatation thermique est nulle, et \mathbf{Id} 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.

14.1.2.3 Déformation plastique & modèles

Pour la plasticité indépendante du temps, le modèle le plus utilisé en 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 : $f = J_2(\boldsymbol{\sigma}) - \sigma_y$

σ_y étant la limite élastique, et $\sigma^{VM} = J_2(\boldsymbol{\sigma})$ étant la contrainte équivalente de Von Mises définie par :

$$\sigma^{VM} = J_2(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} \boldsymbol{\sigma}^D \boldsymbol{\sigma}^D} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad \text{Équation 14-15}$$

$\boldsymbol{\sigma}^D$ 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 : $f(\boldsymbol{\sigma}) = 0$

$$\text{La loi d'écoulement s'écrit : } \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^p = \Delta \lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \Delta \lambda \cdot \frac{3}{2} \cdot \frac{\boldsymbol{\sigma}}{J_2(\boldsymbol{\sigma})}$$

L'équation de consistance $\dot{f} = 0$ 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 les modèles d'écoulement suivants:

14.1.2.3.1 Modèle élasto-plastique à écrouissage isotope

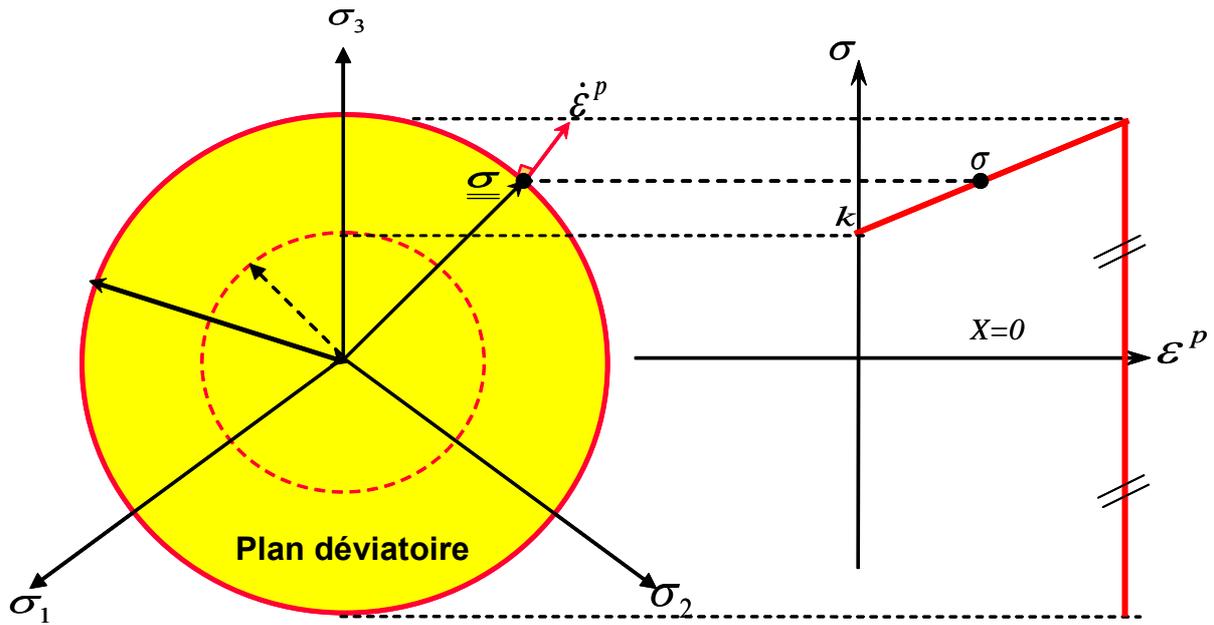


Figure 14-1 : Écrouissage isotope

Dans ce modèle, l'écrouissage correspond à une dilatation uniforme de la surface seuil (Cf. Figure 14-1), l'écrouissage est gouverné par une variable scalaire : il s'agit de la déformation plastique cumulée définie par :

$$\epsilon_{eq}^p = \int_0^t \dot{\epsilon}_{eq}^p . dt \quad \text{avec} \quad \dot{\epsilon}_{eq}^p = \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij}^p . \dot{\epsilon}_{ij}^p}$$

Le critère s'écrit alors : $f(\sigma_{ij}) = J_2(\sigma) - \sigma_y(\epsilon_{eq}^p) \leq 0$

14.1.2.3.2 Modèle élasto-plastique à écrouissage cinématique

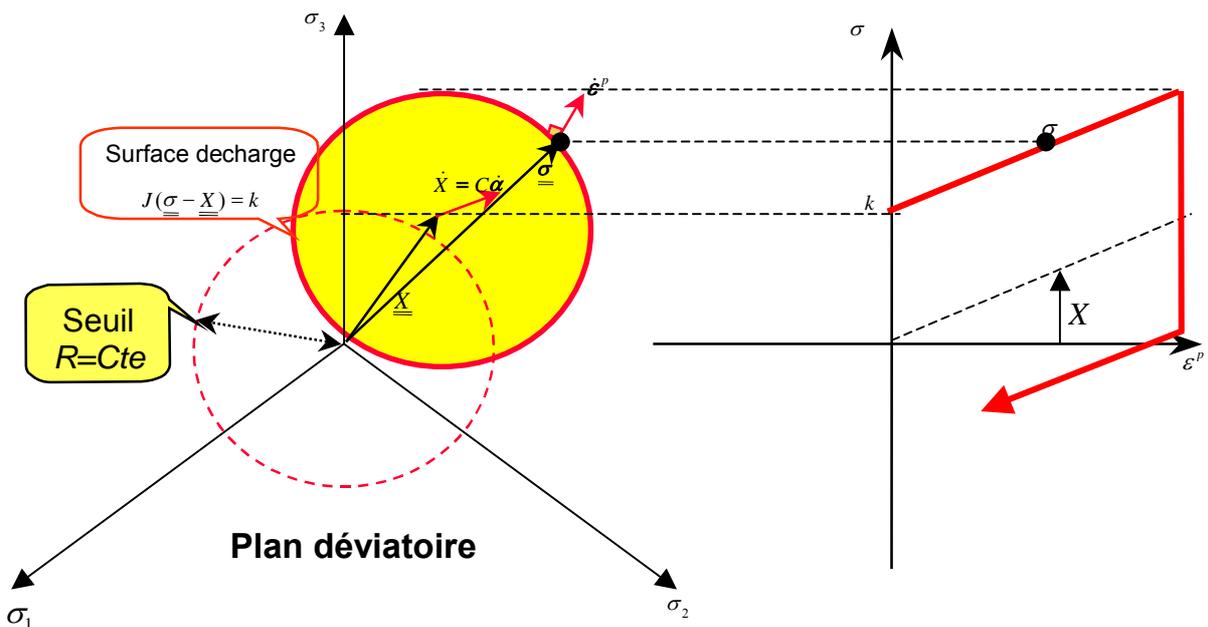


Figure 14-2 : Écrouissage cinématique

Dans le cas d'un écrouissage cinématique (déplacement du domaine élastique (Cf. Figure 14-2)), l'écrouissage est gouverné par une variable tensorielle \mathbf{X} (reliée à une variable interne tensorielle α 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 : $f(\sigma_{ij}) = J_2(\sigma - \mathbf{X}) - \sigma_y \leq 0$

14.1.3 Modèles élastoviscoplastiques

La notion de surface de charge et de critère de charge-décharge n'est plus nécessaire comme en plasticité et est remplacée par les équipotentielles décrites précédemment : les déformations plastiques instantanées sont considérées comme négligeables.

La généralisation à toutes les variables de la notion de surfaces équipotentielles conduit à la définition du potentiel de dissipation, en explicitant les variables internes : $\varphi^* = \varphi^*(\boldsymbol{\sigma}, R, r, \mathbf{X}, \boldsymbol{\alpha}, T)$

14.1.3.1 Hypothèses générales

- La viscoplasticité traduit les effets du paramètre « temps » (ou encore « vitesse de chargement ») sur l'évolution des déformations plastiques. En général, on écrit : $\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{vp}$. On partitionne donc la déformation en une partie élastique, et une partie viscoplastique. Parfois, on rajoute une déformation plastique « instantanée » (indépendante du temps), avec souvent un couplage entre plasticité et viscoplasticité.
- On se place dans le cadre du critère de Von Mises, avec ou non écrouissage cinématique ou isotrope. Pour cela, on définit la contrainte équivalente au sens de Von Mises par : $\sigma^{VM} = \left(\frac{3}{2} \boldsymbol{\sigma}^D : \boldsymbol{\sigma}^D\right)^{\frac{1}{2}}$
- On se place dans le cadre d'une modélisation phénoménologique, à partir d'un cadre thermodynamique faisant intervenir un potentiel de dissipation noté : φ .

14.1.3.2 Cadre thermodynamique

C'est la donnée des potentiels, ψ énergie libre et φ le potentiel de dissipation qui va permettre d'obtenir la loi de comportement viscoplastique du matériau.

14.1.3.2.1 Variables thermodynamiques

Les variables thermodynamiques sont de deux types : variables observables, et variables internes.

Les variables observables (ou externes) sont :

- La déformation élastique $\boldsymbol{\varepsilon}^e$, à laquelle est associée la variable « force » $\boldsymbol{\sigma}$, par l'intermédiaire de l'énergie libre ψ .
- La température T , à laquelle est associée l'entropie s , par l'intermédiaire de l'énergie libre ψ .

Les variables internes peuvent être nombreuses et de natures diverses. Selon le nombre et le type de phénomènes structuraux que l'on veut prendre en compte, elles sont plus ou moins nombreuses (ex : modèle de Chaboche : 25 paramètres !). On ne s'intéressera ici qu'au cas de l'écroutissage linéaire, cinématique ou isotrope. Dans le cas d'un écroutissage isotrope, la variable interne correspondante traduisant l'expansion isotrope de la surface de charge sera, comme en plasticité la déformation plastique cumulée p (de variable associée R) définie par :

$$p = \int_0^t \left(\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p(\tau) : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p(\tau) \right)^{\frac{1}{2}} d\tau$$

Dans le cas d'un écroutissage cinématique, c'est une variable tensorielle, $\boldsymbol{\alpha}$ (de variable associée \mathbf{X}), traduisant la position du centre du domaine d'élasticité, qui sera utilisée.

Remarque : souvent, on prend en compte une restauration visqueuse de l'écroutissage. Dans ce cas, on utilise (dans le cas d'un écroutissage isotrope, par exemple), en plus de la variable p , la variable r , qui traduit en fait la « diminution » de p .

P / r → Associée par le potentiel $\varphi : R$
 $\boldsymbol{\alpha}$ → Associée par le potentiel $\varphi : \mathbf{X}$

14.1.3.2 Potentiels utilisés

Les potentiels utilisés sont :

- L'énergie libre ψ , qui permet de définir les lois d'état :

$$\begin{cases} \boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e} \\ s = -\frac{\partial \psi}{\partial T} \end{cases}$$

- Les lois de normalité des matériaux standard généralisés s'écrivent donc:

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \rho \frac{\partial \varphi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \\ \dot{\boldsymbol{a}} = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial \mathbf{X}} \\ \dot{p} = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial R} \end{cases}$$

La dissipation intrinsèque s'écrit alors : $\phi_i = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \mathbf{X} : \dot{\boldsymbol{a}} - R \cdot \dot{p}$

$$\text{Soit encore } \phi_i = \boldsymbol{\sigma} : \frac{\partial \varphi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}} - \mathbf{X} : \frac{\partial \varphi^*}{\partial \mathbf{X}} - R \cdot \frac{\partial \varphi^*}{\partial R}$$

Pour prendre en compte une restauration visqueuse d'érouissage, on peut écrire que $\varphi^* = \varphi_p + \varphi_r$.

$$\text{avec : } \begin{cases} \varphi_p = \varphi_p(J(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - R - k, \mathbf{X}, R, r, \boldsymbol{a}, T) \\ \varphi_r = \varphi_r(\mathbf{X}, R, r, \boldsymbol{a}, T) \end{cases}$$

Où :

- φ_r Représente le potentiel de restauration d'érouissage. Dans ce cas, on introduit une variable supplémentaire r , et les lois complémentaires deviennent, dans le cas d'un érouissage isotrope :
- φ_p Donne l'expression des équipotentielles dans l'espace des contraintes.

Sous une telle formulation, la loi de normalité s'écrit alors:

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \rho \frac{\partial \varphi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \\ \dot{r} = \dot{p} - \frac{\partial \varphi_r}{\partial R} \end{cases}$$

Ce qui donne en fin de compte, avec un critère de Von Mises :

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{\partial \varphi_p}{\partial J} \frac{\partial J}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \frac{2}{3} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}^D}{\sigma_{VM}} \\ \dot{r} = \dot{p} - \frac{\partial \varphi_r}{\partial R}, \dot{p} = \frac{\partial \varphi_p}{\partial \sigma_{VM}} \\ \dot{\boldsymbol{a}} = -\frac{\partial \varphi_p}{\partial J} \frac{\partial J}{\partial \mathbf{X}} \end{cases}$$

Équation 14-16

J étant la norme de l'espace des contraintes, ici pris égal à J_2 pour un matériau utilisant la plasticité

au sens de Von Mises : $J_2(\mathbf{A}) = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{A}^D : \mathbf{A}^D}$ avec $\mathbf{A}^D = \mathbf{A} - \frac{1}{3} \text{tr}(\mathbf{A}) \mathbf{Id}$

14.1.3.3 Formulation des lois de comportement

C'est la donnée du potentiel φ^* qui permet donc d'écrire la loi de comportement.

- On peut modéliser :
 - la viscoplasticité parfaite
 - la viscoplasticité avec écrouissage isotrope
 - la viscoplasticité avec écrouissage cinématique
- On peut ou non prendre en compte l'existence d'un domaine élastique :
 - Sans domaine élastique : $\varphi^* = f(\sigma^{VM}, T)$
 - Avec domaine élastique : $\varphi^* = f(\langle \sigma^{VM} - \sigma_y \rangle, T)$
 - Cas d'un écrouissage isotrope : $\varphi^* = f(\langle \sigma^{VM} - (\sigma_y - R) \rangle, T)$
 - Cas d'un écrouissage cinématique : $\varphi^* = f(\langle \sigma^{VM} (\boldsymbol{\sigma}^D - \mathbf{X}) - \sigma_y \rangle, T)$

Avec : * σ_y étant le seuil d'écoulement viscoplastique

* $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$ et $\langle x \rangle = 0$ si $x < 0$ (fonction de MacCauley)

14.1.3.3.1 Cas de la viscoplasticité parfaite :

- Exemple de la loi d'Odqvist :

Le potentiel s'écrit $\varphi^* = \frac{\lambda}{n+1} \left(\frac{\sigma^{VM}}{\lambda} \right)^{n+1}$

Ce qui conduit à une loi d'écoulement : $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2} \left(\frac{\sigma^{VM}}{\lambda} \right)^n \frac{\boldsymbol{\sigma}^D}{\sigma^{VM}}$

- Exemple d'une loi exponentielle :

Le potentiel s'écrit $\varphi^* = \frac{\exp(\alpha(\sigma^{VM})^{n+1})}{\alpha(n+1)\lambda^n}$

Ce qui conduit à une loi d'écoulement : $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2} \left(\frac{\sigma^{VM}}{\lambda} \right)^n \exp(\alpha(\sigma^{VM})^{n+1}) \frac{\boldsymbol{\sigma}^D}{\sigma^{VM}}$

14.1.3.3.2 Cas de la viscoplasticité avec écrouissage

a) Écrouissage isotrope

- Les variables σ et ε sont associées par l'énergie libre ψ
- Les variables R et p sont associées par φ le potentiel de dissipation. Si on veut prendre en compte une restauration visqueuse de l'écrouissage, on fait intervenir un variable r supplémentaire.
- Le potentiel s'écrit sous la forme :

$$\varphi^* = \varphi_p(\langle \sigma^{VM} - (\sigma_y + R) \rangle; T, r(\text{éventuel})) + \varphi_r(R, T)(\text{éventuel})$$

Il existe plusieurs types de lois :

a-1) Loi additive :

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{2}{3} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}^D}{\sigma^{VM}} \\ \dot{p} = \left(\left\langle \frac{\sigma^{VM} - (\sigma_y + R)}{K} \right\rangle \right)^n \end{cases} \quad \text{Équation 14-17}$$

Et $R = Q1.p + Q2.(1 - \exp(-b.p))$ (par exemple)

Remarque : on peut choisir $R = h.p$, à rapprocher du cas de l'élasto-plasticité avec écrouissage linéaire isotrope.

a-2) Loi multiplicative :

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{2}{3} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}^D}{\sigma^{VM}} = \frac{2}{3} \left(\frac{\sigma^{VM}}{Kp^{1/M}} \right)^n \frac{\boldsymbol{\sigma}^D}{\sigma^{VM}} \\ \dot{p} = \left(\left\langle \frac{\sigma^{VM} - \sigma_y}{K} \right\rangle \right)^n p^\gamma = \left(\frac{\sigma^{VM}}{Kp^{1/M}} \right)^n \quad \text{si } \gamma = -n/M \end{cases} \quad \text{Équation 14-18}$$

Pour chaque cas, l'écrouissage, traduit par p , a pour effet de diminuer la vitesse d'écoulement plastique.

b) Écrouissage cinématique

- Les variables $\boldsymbol{\sigma}$ et $\boldsymbol{\varepsilon}$ sont associées par l'énergie libre ψ .
- Les variables \mathbf{X} et $\boldsymbol{\alpha}$ sont associées par φ le potentiel de dissipation. Dans ce cas ce potentiel est de la forme :

$$\varphi(\langle \sigma^{VM} (\boldsymbol{\sigma}^D - \mathbf{X}) - \sigma_y \rangle; T, \boldsymbol{\alpha})$$

Remarque : de même que pour l'érouissage isotrope on introduit un potentiel φ_r pour la restauration visqueuse d'érouissage, pour un érouissage cinématique, on introduit un terme de rappel :

$$\dot{\mathbf{X}} = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \gamma \cdot \dot{\mathbf{X}} \cdot \dot{p}$$

14.1.3.4 Modèles viscoplastiques implantés dans Code_Aster

14.1.3.4.1 Modèle de type « loi additive », à partir du modèle de Norton, avec prise en compte d'une restauration visqueuse d'érouissage

Ce modèle se place dans le cadre de la plasticité de Von Mises avec érouissage isotrope linéaire, mais visqueux.

La fonction seuil s'écrit : $f = \sigma^{VM} - (\sigma_y + R(r;T))$

La loi de comportement dans le domaine viscoplastique s'écrit :

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{2}{3} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}^D}{\sigma^{VM}} \\ \dot{p} = \left(\left\langle \frac{\sigma^{VM} - (\sigma_y + R)}{\eta} \right\rangle \right)^n \end{cases}$$

σ_y désigne la contrainte seuil d'écoulement visqueux, η et n sont les coefficients de viscosité du matériau

La prise en compte de la restauration d'érouissage se fait par l'intermédiaire d'une variable r , avec les relations :

$$\begin{cases} R = H \cdot r \\ \dot{r} = \dot{p} - (C \cdot r)^m \end{cases}$$

C et m étant les coefficients de restauration visqueuse de l'érouissage.

On retrouve exactement le cas de la loi additive avec érouissage isotrope établie précédemment.

14.1.3.4.2 Autres modèles

a) Modèle viscoplastique de Taheri [*Doc Code_Aster*] :

Utilisation d'une combinaison d'un érouissage isotrope et cinématique : pour cela interviennent les variables « force » R , et \mathbf{X} , pour l'érouissage. D'autres variables internes sont prises en compte pour

rendre compte du phénomène de Rochet sous chargement cyclique (contrainte de pic, tenseur de déformation plastique à la dernière décharge).

Concrètement, la prise en compte de la viscosité se fait par l'intermédiaire d'une loi multiplicative de la forme :

$$\dot{p} = \left(\frac{\langle \sigma^{VM} (\boldsymbol{\sigma}^D - \mathbf{X}) - (\sigma_y + R) \rangle}{Kp^{1/M}} \right)^n \quad \text{C'est une équation similaire qui intervient dans le modèle}$$

viscoplastique de Chaboche/Lemaître, qui prend en compte, en outre, d'autres phénomènes comme par exemple, l'endommagement.

Un autre modèle viscoplastique (pour les gaines de crayons combustibles), a une équation de la forme :

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_0 \left\{ \sinh \left(\frac{\langle F \rangle}{K} \right)^n \right\}, \text{ ou } F \text{ représente le critère d'entrée dans le domaine viscoplastique, et } \varepsilon_0$$

est un autre paramètre du modèle. Pour ce modèle, de très nombreuses variables internes sont prises en compte, et de nombreux paramètres interviennent.

On peut conclure en disant que dans la plupart des cas, on a une relation de type soit additive, soit multiplicative. Selon le modèle, on peut avoir une très grande variété de variables internes, et un nombre de paramètre à renseigner lui aussi très élevé. Cela dépend des phénomènes que l'on souhaite prendre en compte.

b) Modèle élasto-visco-plastique de J.L.Chaboche [*Lemaître*]

Pour le calcul de structures soumises à des chargements cycliques, l'écroutissage isotrope (linéaire ou non) et cinématique linéaire classique ne sont plus suffisants. En particulier, on ne peut pas décrire correctement les cycles stabilisés obtenus expérimentalement sur une éprouvette de traction soumise à une déformation imposée alternée ou une traction-compression.

Si on cherche à décrire précisément les effets d'un chargement cyclique, il est souhaitable d'adopter des modélisations plus sophistiquées, telles que le modèle de Jean-Louis Chaboche qui est bien adapté aux phénomènes cycliques avec un nombre de cycles limité, et notamment aux problèmes de soudage multipasses.

En réalité, le modèle de J.L. Chaboche peut être plus ou moins sophistiqué. Les modèles développés comportent soit une variable cinématique, soit deux en plus de l'écroutissage isotrope (Cf. Figure 14-3).

Le choix d'utiliser deux variables cinématiques complique certes le modèle, mais permet d'identifier correctement les essais uniaxiaux dans une plus large gamme de déformations.

Dans la formulation globale, ce modèle permet de bien représenter le comportement du matériau avec ou sans effets temps (viscosité, restauration, fluage, mémoire d'écroutissage,...). Pour une température donnée, au total 25 paramètres sont nécessaires à identifier pour le modèle élastoviscoplastique à deux variables cinématiques, ce qui est presque le double du cas élastoplastique pour le même nombre de variables cinématiques.

Afin de mieux situer la signification physique des différents paramètres, nous rappelons dans ce qui suit les équations constitutives du modèle élastoviscoplastique.

La surface d'écoulement est définie par :

- Sa forme, donnée par le critère de VON MISES
- La position du centre, et qui est associée à la variable \mathbf{X} (le tenseur d'écroutissage cinématique) dont l'évolution est donnée par :

$$\mathbf{X} = \mathbf{X}_1 + \mathbf{X}_2$$

$$\dot{\mathbf{X}}_1 = \frac{2}{3} C_i \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \gamma_i \mathbf{X}_i \dot{p} - \gamma_{xi} [J_2(\mathbf{X})]^{m_i-1} \mathbf{X}_i$$

Équation 14-19

avec $\begin{cases} C_1, C_2, \gamma_1, \gamma_2 & \text{caractérisant la déformation plastique} \\ \gamma_{X1}, \gamma_{X2}, m_1, m_2 & \text{relatifs à la restauration} \end{cases}$

L'évolution de sa taille $k + \alpha_R R$, et qui représente l'écroutissage isotrope. La variable associée est donc R , dont l'évolution est donnée par :

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} + \gamma_r (Q_r - R)^{m_r} \text{sgn}(Q_r - R)$$

Équation 14-20

avec $\begin{cases} b & \text{règle la cinétique de saturation R} \\ \dot{p} \geq 0 & \text{taux de déformation plastique équivalente cumulée} \\ Q = Q_0 + (Q_M - Q_0)(1 - e^{-2\mu q}) & \text{effet mémoire} \\ \begin{cases} Q_0 & \text{dédit de la courbe cyclique stabilisée} \\ \mu & \text{règle la cinétique de saturation R} \\ q & \text{variable mémorisant la dernière déformation plastique} \end{cases} \end{cases}$

L'équation de la surface d'écoulement est donc :

$$f(\boldsymbol{\sigma}^D, \mathbf{X}, k, \alpha_R, R) = J_2(\boldsymbol{\sigma}^D - \mathbf{X}) - k - \alpha_R R = 0$$

Équation 14-21

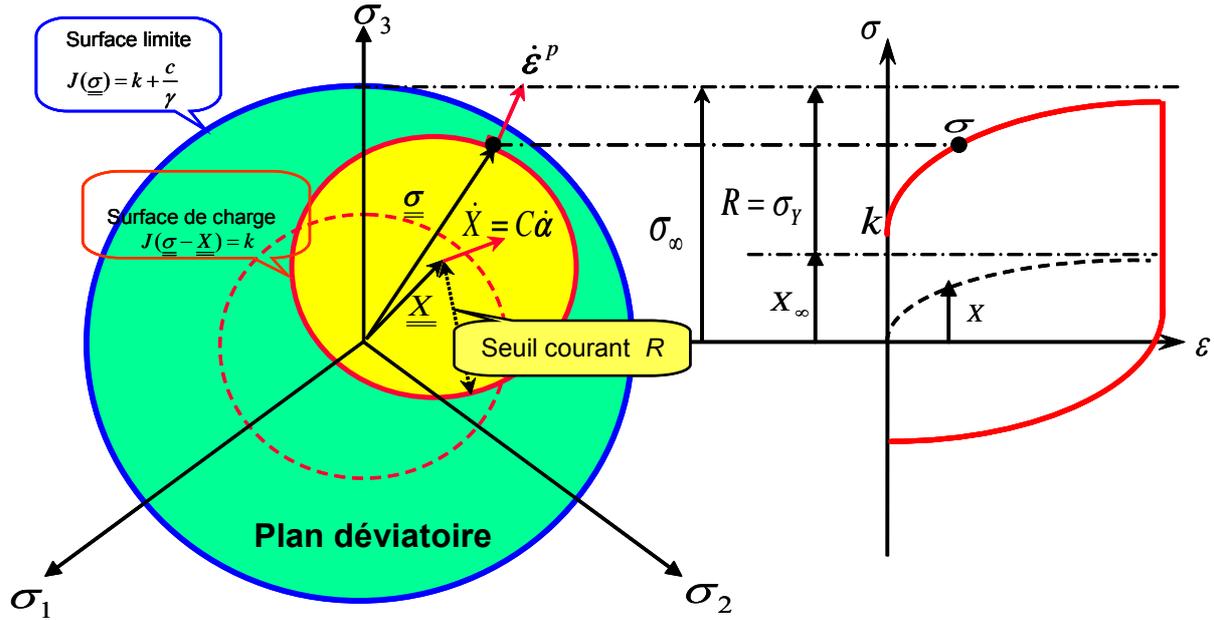


Figure 14-3 : Écrouissage combiné

Le potentiel plastique est déduit de la loi de normalité, soit : $\dot{\epsilon}^p = \frac{2}{3} \dot{p} \frac{\sigma^D - \mathbf{X}}{J_2(\sigma^D - \mathbf{X})}$

L'équation ci-dessus donne la direction de $\dot{\epsilon}^p$, sa taille est déterminée à l'aide de la condition de cohérence: $\dot{p}\dot{f} = 0 \rightarrow \dot{p}$.

Dans le cas élastoplastique, \dot{p} est obtenu en écrivant que l'état de contrainte reste sur le potentiel plastique en cours de sollicitation. En effet, ce potentiel plastique est formé d'une seule surface équipotentielle (pas d'effet de temps), qui coïncide avec la surface d'écoulement. On obtient alors :

$$\dot{p} = \begin{cases} 0 & \text{si } f(\sigma^D, \mathbf{X}, k, \alpha_R, R) < 0 \\ 0 & \text{si } f(\sigma^D, \mathbf{X}, k, \alpha_R, R) = 0 \text{ et } \frac{\sigma^D - \mathbf{X}}{k + \alpha_R R} : \dot{\sigma} < 0 \\ \frac{3}{2} \frac{\sigma^D - \mathbf{X}}{k + \alpha_R R} : \dot{\sigma} & \text{si non} \\ \frac{\sum_{i=1}^2 \left[C_i - \frac{3C_i}{2\gamma_i} : \frac{\sigma^D - \mathbf{X}}{k + \alpha_R R} \right] + b(Q - R)}{2} & \text{si non} \end{cases} \quad \text{Équation 14-22}$$

Dans le cas élastoviscoplastique, le potentiel plastique est formé de plusieurs surfaces équipotentielles à chaque instant.



La fonction f peut devenir strictement positive $f > 0$ (l'état de contrainte « sort » de la surface d'écoulement, chose qui est impossible en élastoplastique), et on applique la loi de normalité sur la surface équipotentielle associée à l'état de contrainte courant.

On obtient :

$$\dot{p} = \begin{cases} 0 & \text{si } f(\boldsymbol{\sigma}^D, \mathbf{X}, k, \alpha_R, R) < 0 \\ \left(\frac{f}{K_0 + \alpha_K R} \right)^n e^{\alpha \left[\left(\frac{f}{K_0 + \alpha_K R} \right)^{n+1} \right]} & \text{si non} \end{cases} \quad \text{Équation 14-23}$$

les paramètres K_0, α_K, α et n sont relatifs à la "viscosité" du matériau

Tableau 14-1: Paramètres du modèle de CHABOCHE

	<i>Paramètres</i>	<i>Phénomène</i>
<u>A</u> (HPP)	E, ν	Élasticité
R	k, α_R, b	Écrouissage
	Q_0, Q_M, μ, η	Mémoire de l'écrouissage
	Υ_r, Q_r, m_r	Restauration
X	$C_1, \Upsilon_1, C_2, \Upsilon_2$	Écrouissage
	$\Upsilon_{x1, m1}, \Upsilon_{x2, m2}$	Restauration
viscosité	K_0, α_K, n, α	

Les

Figure 14-4 et Figure 14-5, montres comment en pratique on identifie les paramètres du modèle de Chaboche.

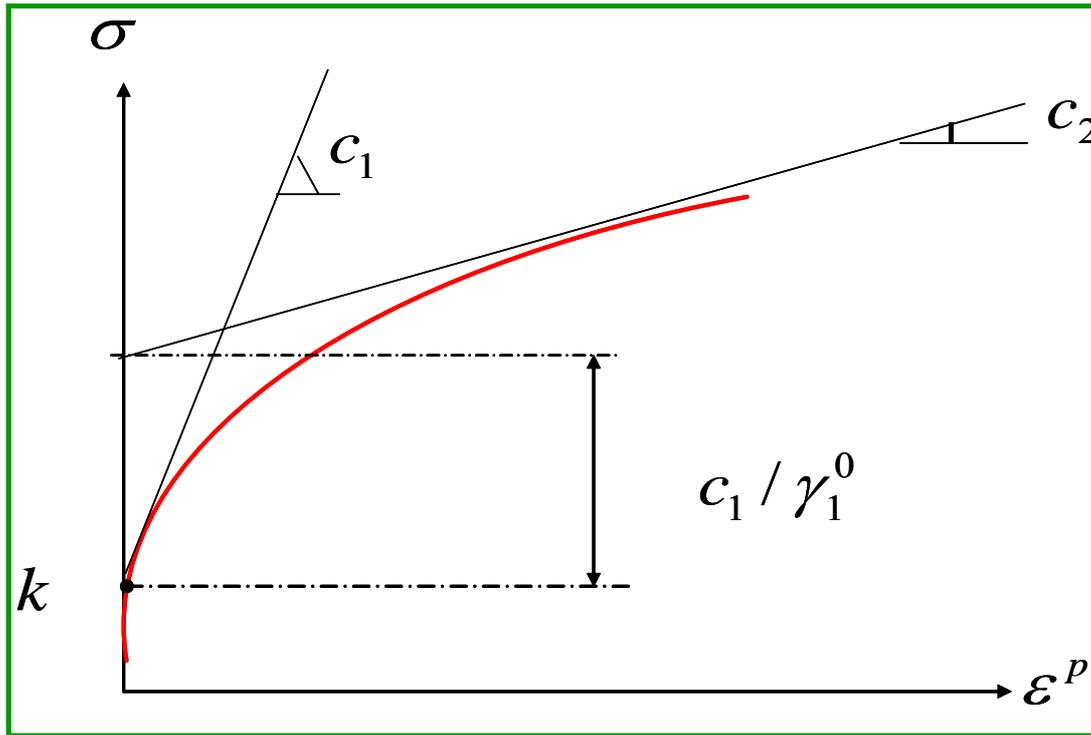


Figure 14-4 : Identification des paramètres du modèle de Chaboche : courbe de traction

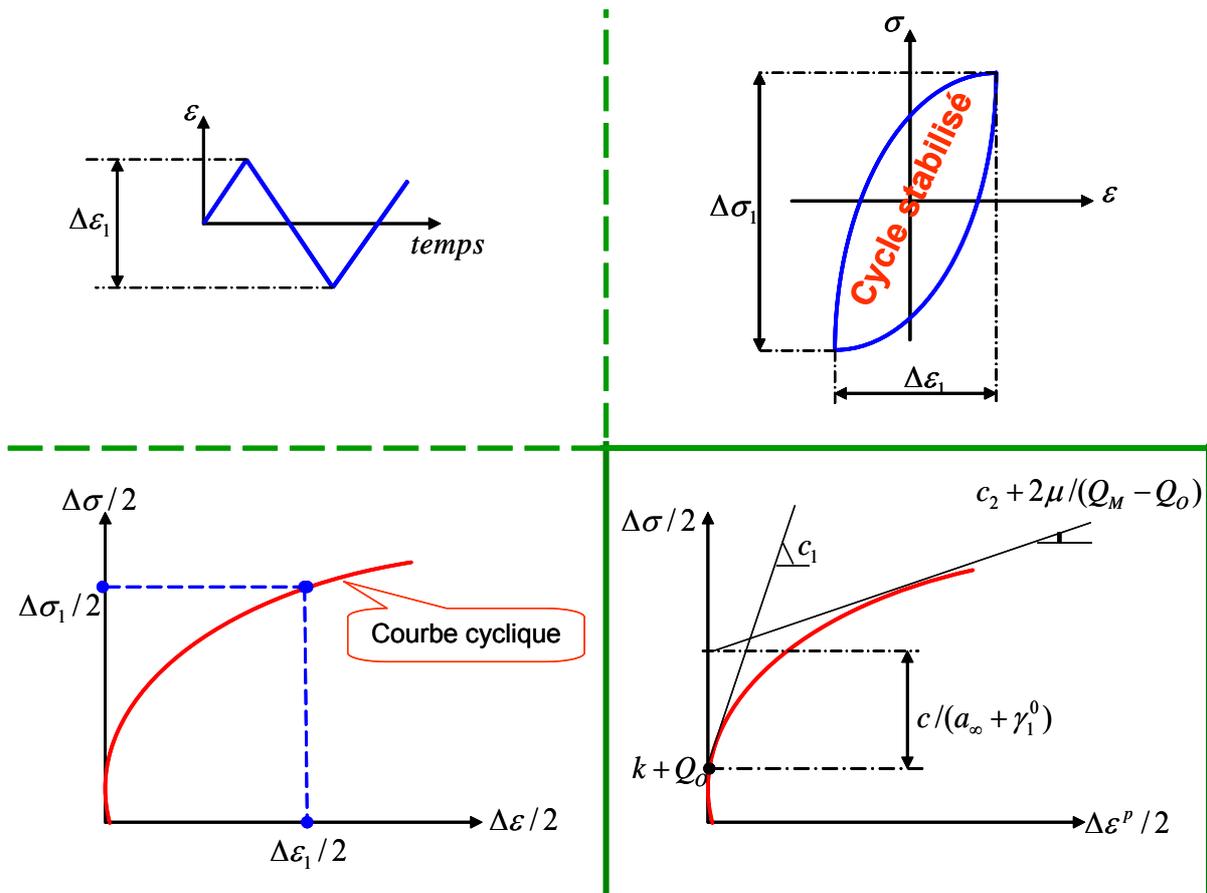


Figure 14-5 : Identification des paramètres du modèle de Chaboche : courbe cyclique

14.2 MAQUETTE INZAT3

14.2.1 Introduction

L'essai décrit dans cette annexe est effectué dans la continuité du programme INZAT 1, 2 sur l'acier 316L effectué à l'INSA de Lyon. Il s'agit de la création d'une ligne de fusion au centre d'une plaque en acier 316L, 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.

Cet essai a été réalisé en collaboration avec le CEA Saclay, grâce à la contribution du labo UTA (Unité des Technologies d'Assemblages).

Deux tests, sur deux éprouvettes identiques ont été effectués lors de cette campagne d'essai. Ces deux tests sont repérés par les notations suivantes :

Premier test : INZAT3 Test 3a

Second test : INZAT3 Test 3b

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.

La présente note récapitule les configurations expérimentales, ainsi que les résultats d'essais obtenus à ce jour.

Après un rappel des caractéristiques du matériau d'étude, de la géométrie des éprouvettes, et du chargement thermique considéré, les mesures effectuées lors de ces deux tests sont présentées et commentées.

14.2.2 Matériau d'étude

L'acier utilisé est un acier inoxydable austénitique type 316L. Les spécimens plaques sont usinés sur la même tôle où ont été usinées les différentes éprouvettes pour la caractérisation de la base de données « *BIFE_{316L}* ».

14.2.3 Géométrie des spécimens testés

Les dimensions des éprouvettes sont spécifiées sur la Figure 14-6. Les dimensions ont été choisies de façon à satisfaire aux critères suivants :

- Dimensions réduites pour permettre des modélisations 3D sans temps de calcul trop prohibitifs,
- Dimension longitudinale suffisamment importante pour l'établissement d'un état quasi-stationnaire,

- Dimension transversale suffisante pour que les déplacements selon Z soient suffisamment significatifs.
- L'épaisseur de 10mm est choisie de façon à créer une zone fondue non traversante, et d'éviter les problèmes de distorsions trop importantes, rencontrées si la structure est trop mince. De plus, les disques INSA avec fusion TIG étaient d'une épaisseur de 12mm d'épaisseur, pour un diamètre de 160mm, donc d'une géométrie relativement proche de celle des éprouvettes considérées ici.

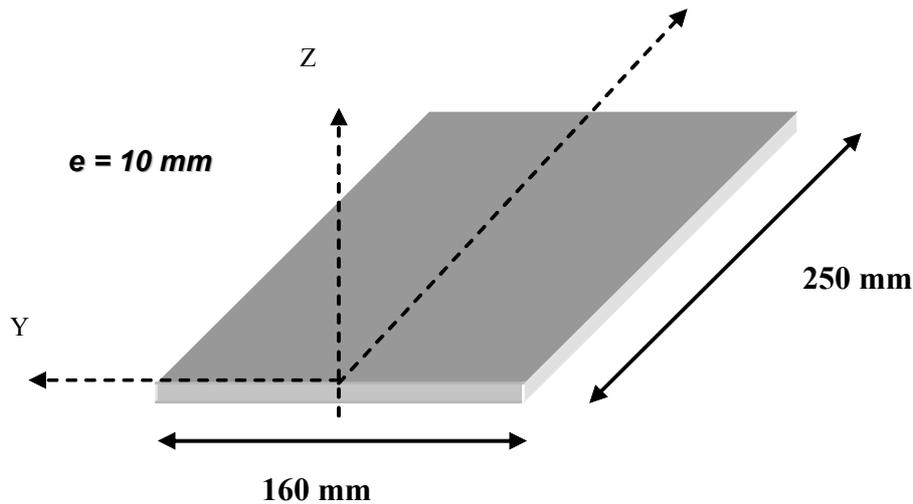


Figure 14-6 : Dimension des éprouvettes

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 réalisée 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.

14.2.4 Bridage mécanique

Les conditions limites mécaniques constituent en 3 points d'appuis (points à têtes rotulées qui n'empêchent que le déplacement selon Z), Cf. Figure 14-7. Trois points d'appuis au lieu de quatre permettent d'éviter une rotation de la plaque dans son plan en cours d'essais comme cela est souvent observé sur les essais de ce type. Le positionnement exact de ces points d'appuis est donné sur la Figure 14-8.

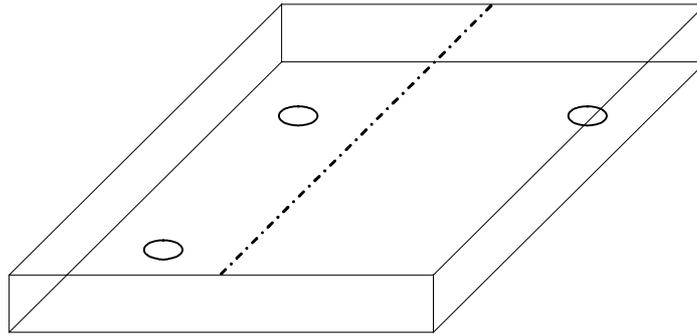


Figure 14-7 : Position des points d'appuis en face inférieure (têtes rotulées)

Aucun autre bridage mécanique n'est imposé. Ainsi, seul l'autobridage des parties latérales de la plaque qui restent froides génère des déplacements et des contraintes résiduelles.

14.2.5 Chargement thermique

Une 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.

Deux éprouvettes sur quatre ont été testées. Dans les deux cas, une seule ligne de fusion a été créée. Deux vitesses de déplacement de la torche, à puissance égale, ont été considérées. Les paramètres de soudage pour ces deux tests sont les suivants :

Test n°1	Test n°2
Intensité : 150A Tension : 10V Vitesse de soudage : 60mm/min	Intensité : 150A Tension : 10V Vitesse de soudage : 40mm/min
- 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	

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.

14.2.6 Instrumentation

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. Ces dernières ne sont pas encore toutes disponibles.

14.2.6.1 Mesures en cours d'essai

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 14-8.

14.2.6.1.1 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 disponibles (équipement INSA). L'erreur d'implantation des thermocouples est estimée inférieure à 0,5mm. La précision des mesures est de l'ordre de quelques degrés.

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 recalibrer dans le temps l'évolution de la température d'une section à l'autre.

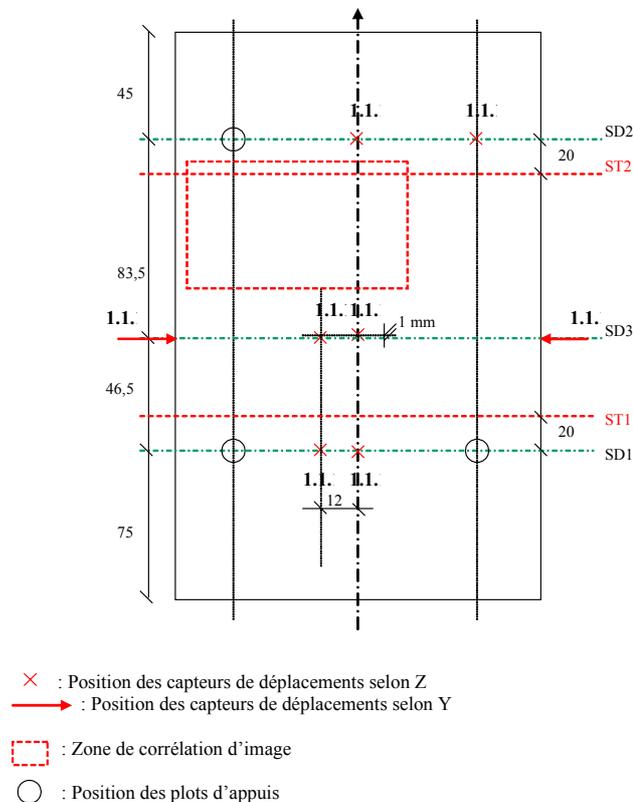


Figure 14-8 : Positionnement des capteurs / Vue face inférieure

14.2.6.1.2 *Mesure de déplacements*

Les mesures de déplacements seront effectués par capteurs inductifs type LVDT, avec l'équipement et le système d'acquisition du CEA (enregistreurs SEFRAM / 16 voies de mesures dont 8 pour les déplacements). Les 8 capteurs inductifs ont une précision de quelques micromètres, pour une course maximale de +/- 2mm. Six capteurs sont placés face envers, 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. Figure 14-8).

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 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 à 0mm, et 12mm du centre. 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. Le but est surtout de vérifier que le spécimen ne bouge pas trop lors de l'essai par rapport à l'alignement initial.

14.2.6.1.3 *Mesure de déformations par corrélation d'image numérique*

Des mesures de déformations pleines champ sur la face inférieure sont effectuées par corrélation d'image numérique, en utilisant le logiciel Sifasoft du LMSO de l'INSA de Lyon. Pour cela, un motif de nitrure de borh sur graphite (déjà utilisé pour les disques INSA), est déposé pour créer un motif aléatoire sur la face inférieure, dans la zone centrale, vers les sections instrumentées (Cf. Figure 8-10).

Les déformations du motif sont filmées en cours d'essai. Ainsi il est possible d'avoir le champ 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.

14.2.6.1.4 *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 (premier test seulement).

14.2.6.2 Mesures Post-Mortem

14.2.6.2.1 Déformée résiduelles

Ces mesures peuvent être effectuées au laboratoire de métrologie de l'INSA au moyen d'un palpeur. Elles permettront de plus de quantifier la symétrie de la déformée.

14.2.6.2.2 Microstructures

Ce sont des mesures classiques de dureté, macrographies de la zone fondue. Celles-ci pourront être réalisées au GEMPPM de l'INSA de Lyon.

14.2.6.2.3 Contraintes résiduelles

Ces mesures sont de deux types :

- Contraintes surfaciques : il s'agit des contraintes transversales et longitudinales en surface, selon une section transversale (face supérieure et inférieure). Ces mesures seront effectuées par diffraction de RX à EDF/R&D service RNE Dpt EMA (contact : P. Todeschini).
- Contraintes dans l'épaisseur (et la zone fondue ?) par diffraction de neutrons à l'Institut Laue et Langevin de Grenoble (contact : T. Pirling). L'INSA dispose de 5 jours d'utilisation de la source neutronique. Les dates d'utilisation ne sont pas encore fixées.

14.3 MAQUETTE NET-TG1

14.3.1 Introduction

In this annexe part of this document serves as a problem definition for the single bead-on-plate “primary” computational round robin. The RR has to do with the simulation of the welding process and residual stress prediction of a single weld bead on a stainless steel plate. For this purpose a number of fresh specimens have been manufactured. The “primary” computational RR constitutes the second phase of subtask 1.3 of Task Group 1 on “Validation of 3D Finite Element Weld Simulation”.

Task Group 1 has the main objective to standardize residual stress measurement techniques on the benchmark, yet industrially valuable, case of a single weld bead-on-plate problem and as such contributes to the overall NeT Network objective. On the other hand, TG1 aims at the equally important objective of validating the finite element method for simulating welding and predicting residual stresses, by comparing predicted with measured data in the benchmark case of a single weld bead-on-plate.

14.3.2 Bead-on-plate specimens overall geometry

Four single weld bead-on-plate specimens (A1.1, A1.2, A2.1 and A2.2) have been completed, originating from the same stainless steel block and following more or less identical manufacturing processes. The main purpose of these specimens is residual stress measurements either by non-destructive (neutron and X-ray diffraction) or destructive testing (surface and deep hole drilling), in order to form a basis for comparison with finite element simulation results. All specimens are 180mm long by 120mm wide, having a thickness of approximately 17mm. Figure 14-9 shows the overall dimensions and the transverse cross-section geometry of the weld bead. Temperature and strain monitoring were performed during welding in order to facilitate FE simulation and specifically to aid in the calibration of the heat input idealization during welding.

14.3.3 Welding parameters

A single automatic TIG weld bead was deposited along the centerline of each specimen, having a length of 60mm (see Figure 14-9) and a cross-section very similar to the one shown in Figure 14-10. The heat input is 0.7KJ/mm, roughly the same as the “ENPOWER” bead-on-plate, with no account taken of the process efficiency factor. It is virtually identical, dimensionally, to the “ENPOWER” manual bead although the “lens” shape is more uniform than the manual bead (see Figure 14-10).

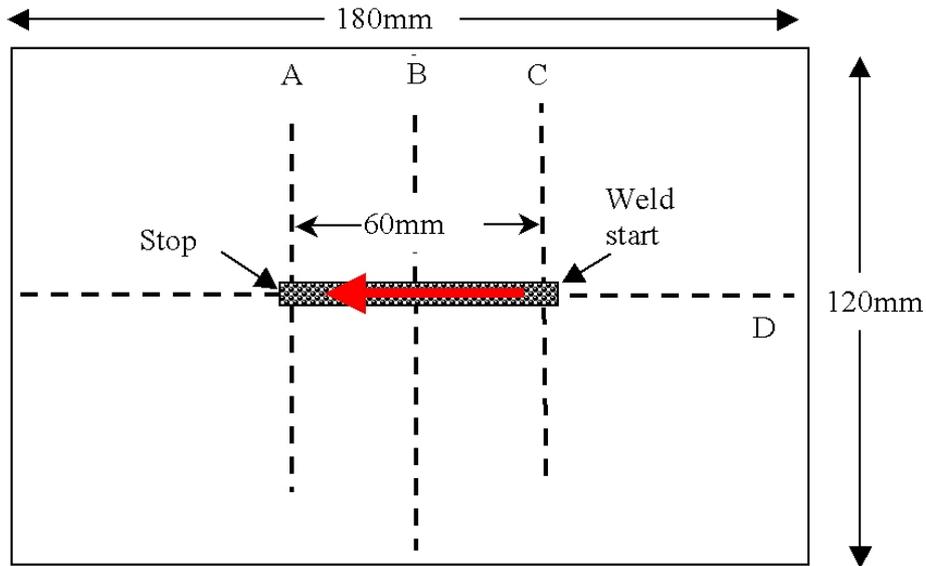


Figure 14-9 : Bead-on-plate specimen overall geometry.

There is less pointed penetration to the base plate than the “ENPOWER” bead due to the lower voltage used in the present specimens (close-up macrographs of the weld bead cross-section, showing its geometry and penetration in the base plate would considerably help the finite element simulation). Tableau 14-2 lists the welding parameters necessary for a proper idealization of the heat input in the FE model (a lot of data is still missing and thus being borrowed from the “ENPOWER” bead-on-plate). The plate was mechanically unrestrained during welding.

Tableau 14-2 : Welding parameters for single bead-on-plate weld.

Pre-heat (°C)	?
Welding current (A)	85 (ENPOWER specimen)
Arc voltage (V)	25.4 (ENPOWER specimen)
Deposition time (seconds)	19.4 (ENPOWER specimen)
Bead length (mm)	60
Travel speed (mm/min)	185.5 (ENPOWER specimen)
Heat input (KJ/mm)	0.7
Inter-pass temperature (°C)	?
Electrode type	BABCOCK Type S-316 (ENPOWER specimen)
Electrode diameter (mm)	2.4 (ENPOWER specimen)
Weld bead weight (grams)	5.5 (ENPOWER specimen)

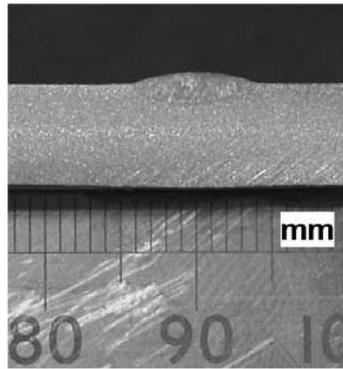


Figure 14-10 : Macrograph of the transverse cross-section of a single automatic TIG weld bead, very similar to the bead-on-plate specimen beads (Mitsui-Babcock).

14.3.4 Measurements during welding

Each of the four specimens was instrumented with 8 thermocouples plus one at the bottom face of the plate, as illustrated in Figure 14-11. The co-ordinate system origin is indicated in the same figure (it is still unclear what the depth was for T7 and T8, which indicated in the figure or 5mm under the upper surface?). The recorded temperatures in time, for each of the 9 thermocouples and for each of the four specimens, should be provided in EXCEL format, so that the proper graphs will be created.

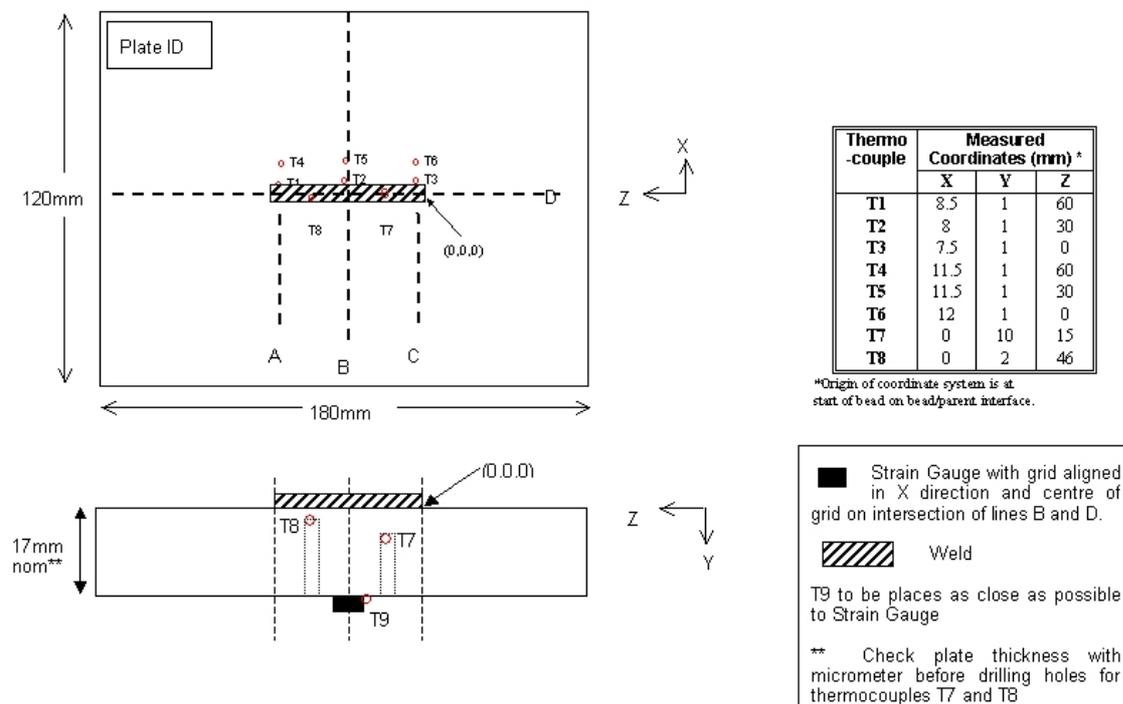


Figure 14-11 : Thermocouple and strain gauge locations used during manufacturing of bead-on-plate specimens A1.1, A1.2, A2.1 and A2.2 (Mitsui-Babcock).

A single Vishay spot weldable strain gauge was attached on the surface opposite that on which the weld bead was deposited, on each of the four specimens. It was positioned mid way along the bead length, on the longitudinal axis of the bead with the grid transverse to the longitudinal bead axis (see

Figure 14-11). The residual strains recorded by these strain gauges, long after the welding completion and cooling of the specimens to room temperature, were $1001\mu\text{m/m}$, $991\mu\text{m/m}$, $1099\mu\text{m/m}$ and $993\mu\text{m/m}$, respectively, for the four specimens.

14.3.5 Material properties

14.3.5.1 Base plate

The base plate material is stainless steel SS316L, solution heat treated to eliminate fabrication residual stresses, the absence of which is yet to be confirmed by X-ray testing. Temperature dependent material properties for the new specimens are not yet available, so the material properties for the “ENPOWER” specimen can be used instead. These are presented in Figure 14-12 and in tabular form in Tableau 14-3. Both graphical and tabular presentations of the material data should be considered “live”, that is updateable, as new data will become available in the future.

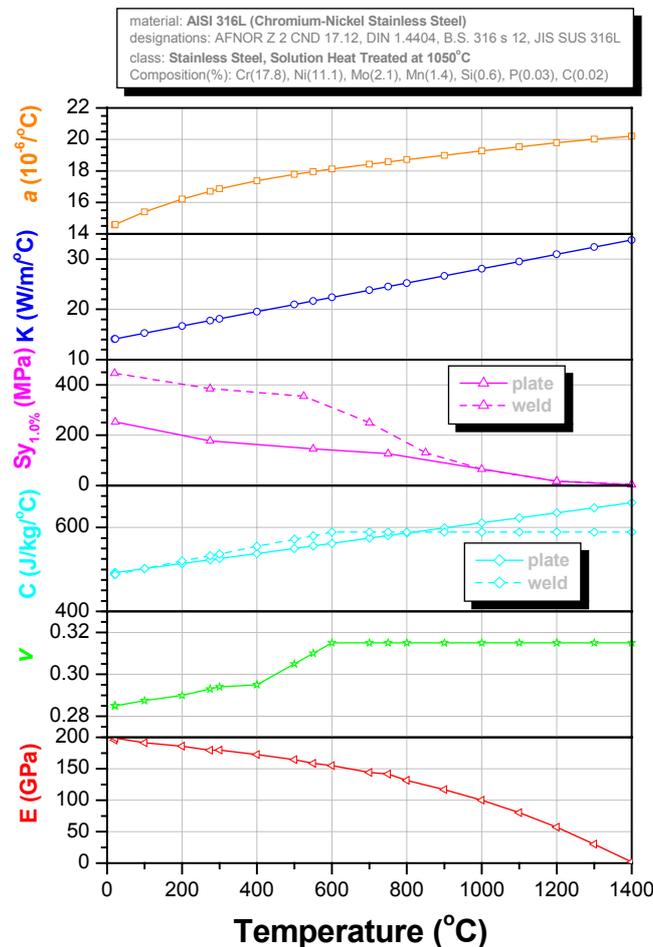


Figure 14-12 : Temperature dependent material properties up to and including the melting point for austenitic stainless steel AISI 316L.



Tableau 14-3 : Temperature dependent material properties.

Temp °C	Weld	Parent	Parent and Weld			Parent and Weld (Isotropic)	
	Specific Heat KJ/Kg/°C	Specific Heat KJ/Kg/°C	Conductivity* W/m/°C	Density Kg/m ³	Thermal Exp x 10 ⁶ mm/mm/°C	Young's Modulus GPa	Poisson's Ratio
20	0.488	0.492	14.12	7966	14.56	195.6	0.294
100	0.502	0.502	15.26		15.39	191.2	
200	0.520	0.514	16.69		16.21	185.7	
300	0.537	0.526	18.11		16.86	179.6	
400	0.555	0.538	19.54		17.37	172.6	
500	0.572	0.550	20.96		17.78	164.5	
600	0.589	0.562	22.38		18.12	155.0	
700	0.589	0.575	23.81		18.43	144.1	
800	0.589	0.587	25.23		18.72	131.4	
900	0.589	0.599	26.66		18.99	116.8	
1000	0.589	0.611	28.08		19.27	100.0	
1100	0.589	0.623	29.50		19.53	80.0	
1200	0.589	0.635	30.93		19.79	57.0	
1300	0.589	0.647	32.35		20.02	30.0	
1400	0.589	0.659	33.78		20.21	2.0	

Figure 14-13, illustrates stress-strain curves for the solution heat-treated plate of the “ENPOWER” specimen (see also Tableau 14-4 and Tableau 14-5). A total of 8 tests were performed on cylindrical samples, 7.5 mm in diameter and 15 mm long. Two tests each were conducted at temperatures of 22, 275, 550 and 750oC. Dynamic measurements of the material elastic modulus were also made at the same temperatures. Note that the stress-strain data are engineering rather than true stress values. Similar tests are envisaged for the new specimens but until they materialize the data provided in Figure 14-13 and Tableau 14-4 & Tableau 14-5 may be used for FE modelling.

engineering stress-strain curves for base material

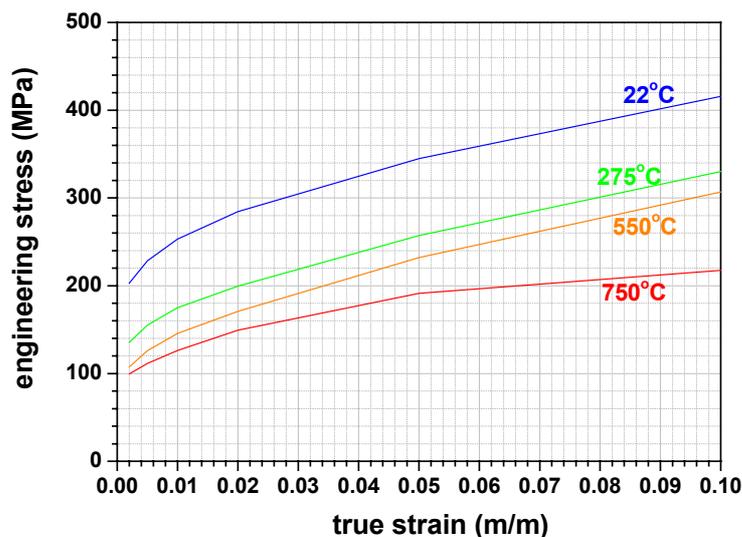


Figure 14-13 : Averaged engineering stress-strain data for bead-on-plate specimen.



Tableau 14-4 : Stress-strain data and Young Modulus for base plate material.

Test ID	Temp °C	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma_{0.5}$ MPa	$\sigma_{1.0}$ MPa	$\sigma_{2.0}$ MPa	$\sigma_{5.0}$ MPa	$\sigma_{10.0}$ MPa	E* GPa	
JB01	22		228.5	251.9	283.0	343.2	413.7		
JB02	22	203.0	228.4	254.3	286.0	346.6	417.9		
AVERAGE	22	203.0	228.5	253.1	284.5	344.9	415.8	198.6	
JB07	275	137.7	157.7	176.6	200.4	258.7	330.3		
JB08	275	133.5	152.9	173.4	198.6	255.9	329.8		
AVERAGE	275	135.6	155.3	175.0	199.5	257.3	330.1	179.5	
JB05	550	109.4	127.2	147.4	172.8	233.2	307.9		
JB06	550	105.4	124.8	143.9	168.5	230.9	305.7		
AVERAGE	550	107.4	126.0	145.7	170.7	232.1	306.8	158.6	
JB03	750	Test failed, machine malfunction.							
JB04	750	101.6	114.4	128.7	150.7	193.1	215.7		
JB09	750	97.4	108.5	123.6	147.9	189.5	219.3		
AVERAGE	750	99.5	111.5	126.2	149.3	191.3	217.5	141.4	

Tableau 14-5 : Temperature dependent Yield Strength for base plate material

Temp °C	Values of Proof Stress MPa					
	0.2%	0.5%	1%	2%	5%	10%
22	203	228.5	253.1	284.5	344.9	415.8
275	140.6	158.9	177	201.5	258.6	330.5
550	109.8	127	145.9	171.4	232.5	305.1
750	100.1	111.8	126.8	150.2	191.5	212.9
1200			17			
1400			3			

14.3.5.2 Weld bead

No details are yet available for the electrode type or the weld material. Data are again borrowed from the “ENPOWER” bead-on-plate specimen. In that case a Babcock type S-316, 2.4mm diameter electrode was used for depositing the bead. Temperature dependent material properties for the weld material are considered to be the same as for the base material (see Figure 14-12). Wherever they differ it is shown accordingly. According to British Energy common practise, it is assumed that the weld material is elastic-perfectly plastic, with the yield strength approximately equal to the 10% proof stress for the base material (see Figure 14-12 and Tableau 14-6).

Tableau 14-6 : Temperature dependent Yield Strength for weld material (idealized properties in italics).

Temp °C	1% Proof Stress MPa
20	446
275	385
525	355
700	250
850	131
1000	65
1200	18
1400	4.5



14.3.6 Reporting of results

The following constitutes the FE results reporting protocol, also listed in Tableau 14-7.

Tableau 14-7 : Locations for FE results presentation (coordinates according to Figure 14-11).

Result type	x (mm)	y (mm)	z (mm)	Comments	
Line plots of all three residual stress components (MPa)	0	2	-60 to 120	Comparison with residual stress measurements (ND, X-rays, hole drilling, etc)	
	-60 to 60		0		
			30		
			60		
Contour plots of all three residual stress components (MPa)	0	0 to 17	-60 to 120	Overview of residual stress profile	
	-60 to 60		0		
			30		
			60		
Line plot of temperature history at thermocouple location 1 (°C)	8.5	1	60	Comparison with thermocouple measurements	
Line plot of temperature history at thermocouple location 2 (°C)	8		30		
Line plot of temperature history at thermocouple location 3 (°C)	7.5		0		
Line plot of temperature history at thermocouple location 4 (°C)	11.5		60		
Line plot of temperature history at thermocouple location 5 (°C)	11.5		30		
Line plot of temperature history at thermocouple location 6 (°C)	12		0		
Line plot of temperature history at thermocouple location 7 (°C)	0		10		15
Line plot of temperature history at thermocouple location 8 (°C)			2		46
Line plot of temperature history at thermocouple location 9 (°C)			17		30

For the time being the results reporting protocol of the preliminary bead-on-plate computational round robin will be adopted. All line plots should be presented in Microsoft Excel format to facilitate comparison. The FE mesh design should ensure that temperatures and stresses can be recovered at all the locations and sections specified. Each modeling partner should include in its final report details on the analysis package used, overall modeling approach, displacement model, FE mesh, element type,



imposed boundary conditions, material properties (if different from those supplied), material behavior model, heat load modeling due to welding. The report should be sufficient for the reader to understand what was done and what “tweaks” were needed to produce realistic predictions of weld fusion boundaries.

14.3.6.1 Residual Stress

Contour plots

Contour plots of all three residual stress components on the following planes (see Figure 14-9):

1. On the longitudinal plane along the weld centerline D over the whole plate length,
2. On the transverse to the weld planes along lines A, B and C, over the whole plate width,

In total 12 contour plots.

Line plots

Line plots of all three residual stress components on the following lines (see Figure 14-9):

1. On the weld centerline D over the whole plate length, 2mm below the plate upper surface (weld side),
2. Transverse to the weld on lines A, B and C, over the whole plate width, 2mm below the plate upper surface (weld side),

In total 12 line plots.

14.3.6.2 Other results

Temperature history

Temperature histories should be presented as time plots of temperature at locations listed in Tableau 14-7. These locations coincide with the locations of the thermocouples used for temperature monitoring.

Fusion boundary

Weld fusion boundary predictions, compared with the measured fusion boundaries (close-up macrographs of the weld bead cross-section). This provides basic validation of the whole process, especially the balance between total heat input and the rate of heat input.



EUROPEAN COMMISSION
DIRECTORATE GENERAL JRC
Joint Research Centre
Institute for Energy



NET Consortium Partners Acronyms

1. AEKI - Atomenergia Kutatóintézet - Atomic Energy Research Institute, HU, (Research Institute)
2. BE - British Energy, UK, (Industry)
3. BELLELI - Belleli Energy srl, IT, (Industry)
4. **CEA/LLB - Commissariat à l'Énergie Atomique/Laboratoire Léon Brillouin, FR, (Research Institute)**
5. CEZ - České energetické závody, Czech Power Company, CZ, (Industry)
6. CNRS/ENSAM - Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, FR, (Research Institute)
7. COMTES - Complete Technological Service, CZ, (Consultancy/Engineering)
8. **EADS – European Aeronautic and Space Defense company (Industry)**
9. **EDF - Electricité de France, FR, (Industry)**
10. FHG- Fraunhofer Institut für Zerstörungsfreie Prüfverfahren, DE, (Research Institute)
11. **AREVA NP, FR, (Industry)**
12. FLNP/JINR - Joint Institute for Nuclear Research, RU, (Research Institute)
13. GKSS - Forschungszentrum/Universität Kiel, DE, (Research Institute)
14. HMI - Hahn-Meitner-Institut, DE, (Research Institute)
15. HSE - Health & Safety Executive, UK, (Government Agency)
16. IMP – National Institute for Materials Physics, Bucharest, RO, (Research Institute)
17. IMPCOL – Imperial College of Science, Technology and Medicine, UK, (University)
18. INR - Pitesti - Nuclear Research Institute, RO, (Research Institute)
19. INRNE – Institute for Nuclear Research & Nuclear Energy, BG, (Research Institute)
20. **INSA Lyon Institut National des Sciences Appliquées de Lyon (LaMCoS/MSE)**
21. ISIS - Pulsed Neutron & Muon Source, Rutherford Appleton Laboratory, UK, (Res. Institute)
22. JRC-Petten – Institute for Energy of the Joint Research Centre of the European Commission (Research Institute)
23. KOPEC - Korea Power Engineering Company, KR, (Consultancy/Engineering)
24. KRU - University of Krakow, PL, (University)
25. MERI - Materials and Engineering Research Institute, Sheffield Hallam University, UK, (Research Institute)
26. NCSR-D - National Center for Scientific Research “Demokritos”, GR, (Research Institute)
27. NPI - Nuclear Physics Institute CZ, (Research Institute)
28. NRI - Nuclear Research Institute Rez plc, CZ, (Research Institute)
29. OU - Open University, UK, (University)
30. SERCO ASSURANCE, UK, (Industry)
31. SVUM a.s., CZ, (Research Institute)
32. TUB - Technische Universität Berlin, DE, (University)
33. TUK - Technická Univerzita v Košiciach, SK, (University)
34. TUM/FRM II: Technische Universität München, DE, (University)
35. UB - University of Bristol, UK, (University)
36. UMAN - University of Manchester, UK, (University)
37. UP – University of Patras, GR, (University)
38. UWE - University of the West of England, UK, (University)
39. VUZ- Výskumný ústav zvaracský –Welding Research Institute, SK, (Research Institute)
40. WUT - Warsaw University of Technology, PL, (University)
41. YU - Yeditepe University, TR, (University)



14.4 MAQUETTE 24-25

14.4.1 Positionnement de l'éprouvette sur les plots d'appui

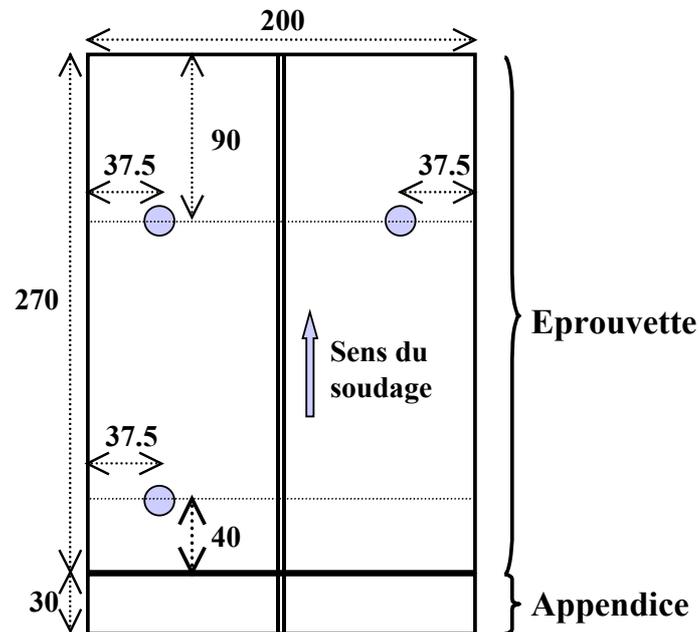


Figure 14-14 : Positionnement de l'éprouvette sur les plots d'appui

14.4.2 Description de l'instrumentation

* Thermocouples fils nus de type K, diamètre 0.21 mm. Présence de caches anti-rayonnement (clinquants acier) sur les thermocouples T1, T2, T3 et T4.

* Capteurs de déplacement inductifs (course de + 2 mm). Précision de l'ordre de quelques microns.

* Tiges d'alumine utilisées comme rallonge pour les capteurs endroit D1 et D2 (protection thermique du capteur).

La pointe de la tige est positionnée dans un trou de diamètre 0.6 mm et de profondeur 0.5 mm réalisé sur l'éprouvette à l'endroit de la mesure.

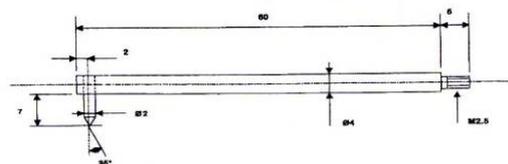


Figure 14-15 : Géométrie de la tige

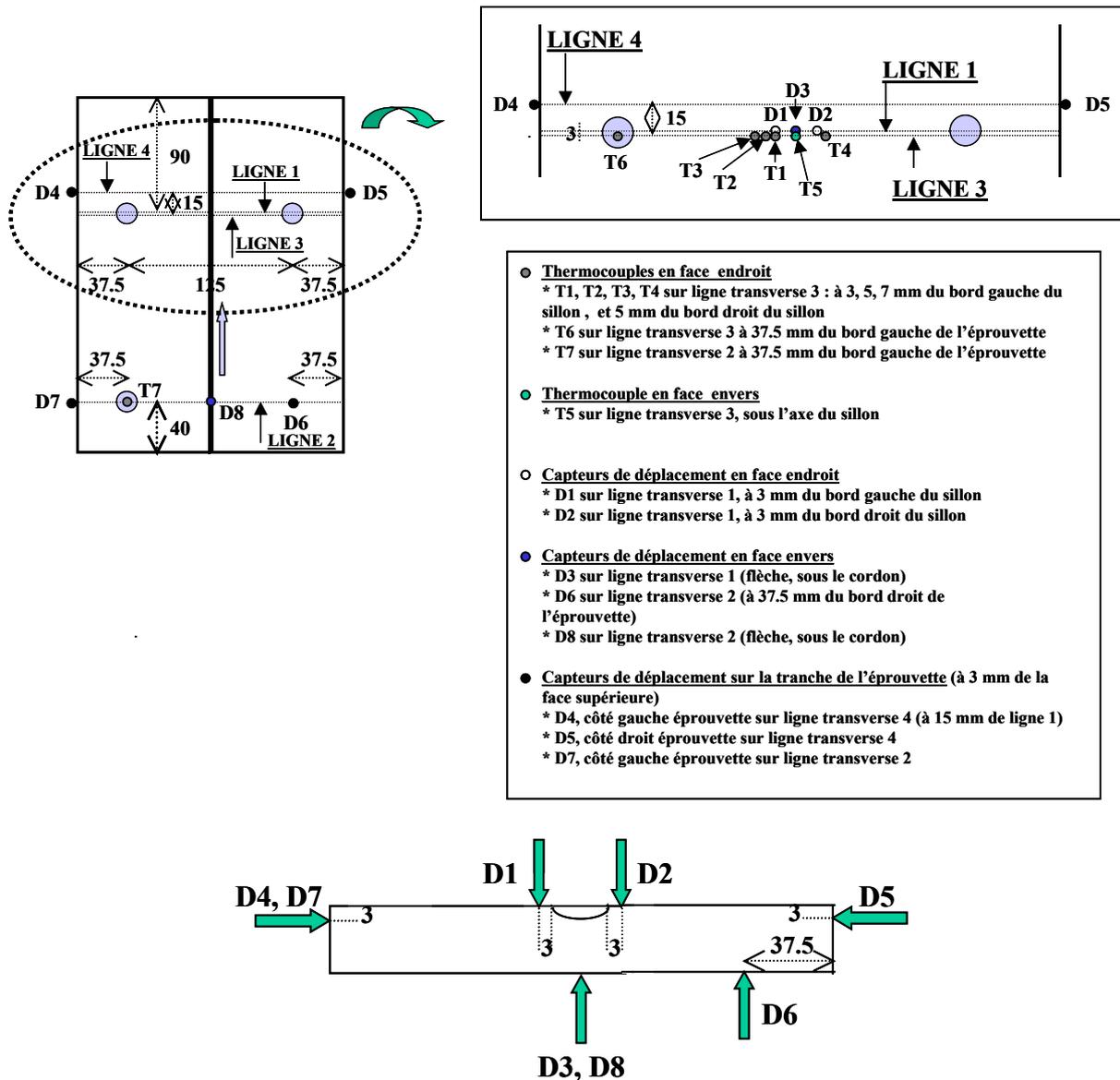
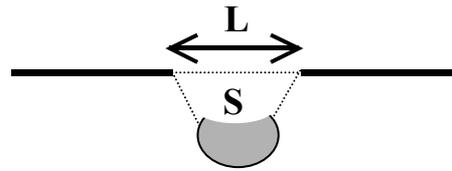


Figure 14-16 : Détail du positionnement des capteurs

- Acquisition, à l'aide d'enregistreurs SEFRAM, des températures, déplacements et conditions opératoires de soudage (courant de soudage, tension d'arc, vitesse de soudage et vitesse de fil), pendant le soudage et au cours du refroidissement.

- Mesure, par profilométrie Laser à froid, de l'écartement des bords du sillon (L) et de la section restant à remplir (S) après le dépôt de la première passe



● **Dépôt passe 1**

- Enregistrement de la scène de soudage à l'aide d'une caméra fixée sur la torche de soudage ; mesure de la longueur du bain pour chaque passe.

14.4.3 Métallographies

- Plusieurs coupes transversales ont été réalisées (cf. schéma ci-après).
 - R2c : après le dépôt de la 1^{ière} passe, à la fin de l'éprouvette,
 - R2f : après le dépôt des 2 passes, à environ 50 mm du début de l'éprouvette,
 - R2a : après le dépôt des 2 passes, à environ 100 mm du début de l'éprouvette,
 - R2e : après le dépôt des 2 passes, environ 10 mm en avant de la ligne de mesure des températures,
 - R2b : après le dépôt des 2 passes, au niveau de la ligne de mesure des températures,
 - R2d : après le dépôt des 2 passes, au niveau de la ligne de mesure des déplacements D1 et D2.

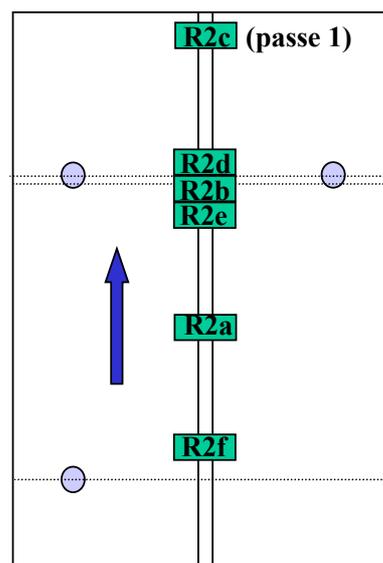


Figure 14-17 : Plan de prélèvement des échantillons métallographiques



Les macrographies des cordons sont rassemblées sur la Figure 14-18. La limite des zones fondues pour chaque passe est soulignée à l'aide d'un trait en pointillé

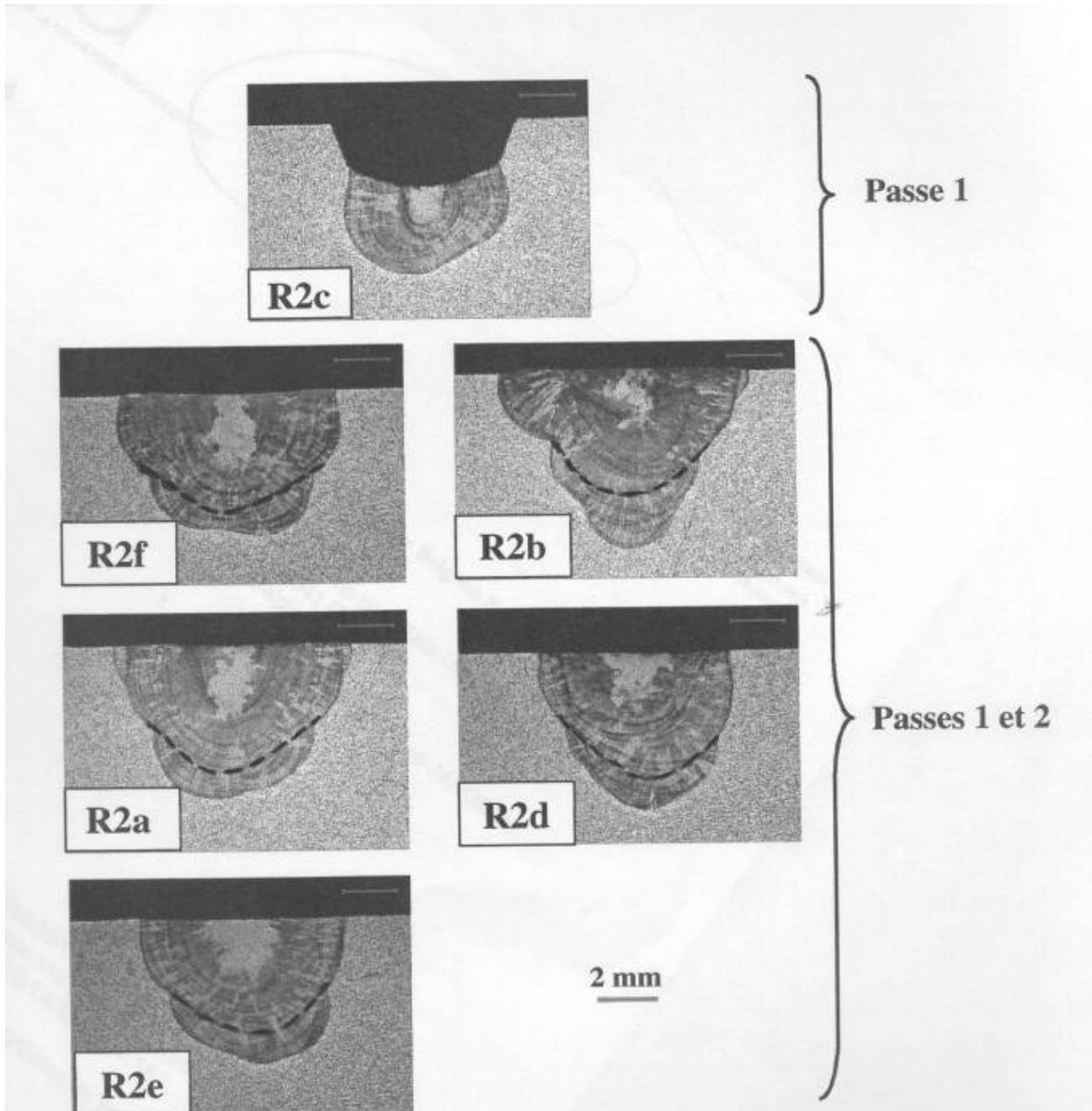


Figure 14-18 : Coupes métallographiques dans l'éprouvette R2Soud2p après le dépôt de la 1ère passe (R2c) et après remplissage total (R2f, R2a, R2e, R2b et R2d)



14.4.4 Chart Round Robin

14.4.4.1 Material properties

14.4.4.1.1 Thermal properties

The thermal simulation takes into account the changes in thermal conductivity, in specific heat and in density as a function of the temperature.

The density of the material is: 7966 Kg/m³

The thermal data are given in Tableau 14-8 and Tableau 14-9. The Tableau 14-8 presents the specific heat and the Tableau 14-9 presents the conductivity of the material.

Tableau 14-8 : Specific heat of the material “matériau RR”

Temperature (°C)	Specific Heat (KJ/Kg/°C)
20	0.450
100	0.490
200	0.522
300	0.545
500	0.566
700	0.600
1400	0.700

Tableau 14-9 : Conductivity of the material “matériau RR”

Temperature (°C)	Conductivity (W/m/°C)
20	14
1500	34

14.4.4.1.2 Mechanical properties

The Poisson's ratio of the material is 0.3

The material data are given in the following tables.

The Tableau 14-10 presents the Young's modulus of the material

Tableau 14-10 : Young's modulus of the material “matériau RR”

T(°C)	20	100	200	300	400	500	600	700
E (MPa)	192372	185860	177720	169580	161440	153300	145100	137020
T(°C)	800	900	1000	1100	1200	1300	1400	
E (MPa)	109766	63195	37367	16418	10836	8532	859	

The Tableau 14-11 presents the thermal expansion of the material



Tableau 14-11 : Thermal expansion of the material “matériau RR”

Temperature (°C)	Thermal Expansion x10 ⁶ (mm/mm/°C)
20	14.56
100	15.39
200	16.21
300	16.86
400	17.37
500	17.78
600	18.12
700	18.43
800	18.72
900	18.99
1000	19.27
1100	19.53
1200	19.79
1300	20.02
1400	20.21

The Tableau 14-12 presents the yield strength of the material

Tableau 14-12 : Yield strength of the material “matériau RR”

Temperature (°C)	0.2% Prof stress (MPa)	1% Prof stress (MPa)	5% Prof stress (MPa)	20% Prof stress (MPa)
20	275	314	419	561
100	238	263	359	490
200	198	231	334	307
300	172	200	307	451
400	157	187	294	435
500	151	179	282	419
600	145	170	262	387
700	136	160	211	340
800	127	151	198	293
900	115	137	161	169
1000	78	82	96	100
1100	38	38	39	44
1200	24	24	25	29
1300	16	22	22	23
1400	2	2	2	2

14.4.4.2 Modelling conditions

For this 2D simulation, it will be assumed that the weld beads were deposited simultaneously. This assumption permits the problem to be restricted to a plane, which is perpendicular to the welding direction. Therefore, the modelled section was transverse to the assembly.

The non-linear calculations will be conducted in 2D, in generalized plane strains conditions, with high strains.



For the modelling, the behaviour of the material will be simulated by considering a kinematics hardening law.

14.4.4.2.1 Finite element model

The mesh will be composed of two-dimensional planes with quadratic interpolation with six or eight nodes (triangles or quadrangles).

The mesh will be designed and will be realized by each member by using his own experience.

14.4.4.2.2 Modelling of heat source

The thermal cycles calculated for the base metal directly depend on the modelling of the heat input for the deposited metal.

Each member has to use his own methodology for modelling the heat source

One of the method which could be used consists in heating the weld metal to the melting temperature and modifying the thermal properties of this zone in the same time, so as to simulate the effect of latent heat of fusion-solidification. Moreover, the properties of the base metal are modified during the heating time and the weld metal soaking time at 1400 °C so as to take into account the latent heats of solid-state phase transformation.

The theoretical heat input is validated when the numerical thermal cycle T1, T2, T3 of the model will reproduce the experimental cycle's record on the upper surface of the plate.

The Figure 14-19 illustrates the method used for modelling the heat input

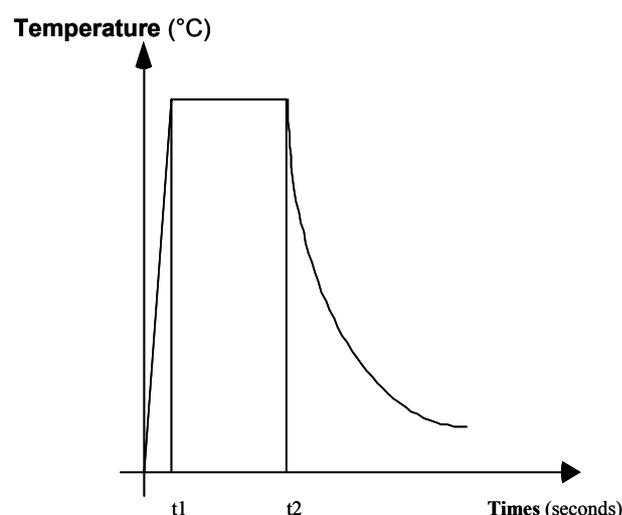


Figure 14-19: Heat input source

Times t_1 and t_2 are adjustable parameters, which depend on the welding process and the welding energy.



14.4.4.2.3 Boundary conditions

The finite element model will not be restrained

14.4.4.2.4 Interpass temperature

The interpass temperature is 20°C (en regardant les fichier fournis c'est plus tôt 26°C)

14.4.4.3 Presentation of results

Upon completion of these analyses, participants should provide the following results (at 20°C):

- Thermal cycle T1, T2, T3, T4, T5 as a function of the time and comparison with the Experimental results,
- Transverse, longitudinal and radial welding residual stresses isovalues after the two passes near the welds,
- Transverse, longitudinal and radial welding residual stresses tabulations as a function of thickness through the weld centre line and the weld toe after the two passes,
- Distortions of the plate (angular).

The Figure 14-20 presents the different lines where the results will be relieved :

After the first deposit: lines 1 and 4,

After the second deposit: lines 1, 2, 3 and 4.

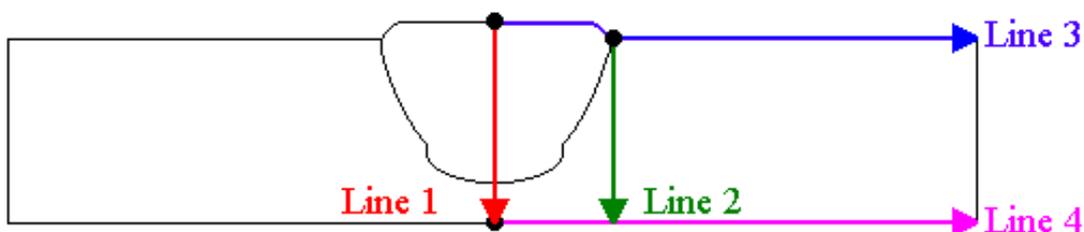


Figure 14-20 : Results



14.4.4.4 Summary

This document summarizes the protocol of the numerical IIW Round Robin phase II to assess the accuracy of different modelling strategies and assumptions on residual stress and distortion prediction and provide a basis for developing modelling guidelines.

A experimental round Robin phase II is also developing by considering the same welding application plates.

The major objectives of the second phase of the Round Robin can be summarized as follows:

- Develop standard benchmarks for residual stress and distortion prediction and measurement that can be used to evaluate the accuracy of different modelling approaches and experimental methods,
- Compare different modelling strategies and assumptions with experimental results,
- Develop residual stress and distortion guidelines for welded assemblies.

Round Robin participants are requested to model or to measure one case example (residual stress profile, and distortion evaluation). The results of the Round Robin will be presented at future IIW meetings and summarized and published in the open literature.

Acknowledgements: The application and the Database of the Phase II of the Round Robin were given by EDF (Electricité de France) and CEA (Commissariat à l’Energie Atomique), and refer to an industrial application. The draft of this document was realised with the strong contribution of Institut de Soudure.



15 FIGURES

Figure 1-1 : ENIAC par Eckert et Mauchly 1943	13
Figure 1-2 : Tera-10 et son environnement (50 000 milliards d'opérations par seconde)	17
Figure 3-1 : Essai SATOH	28
Figure 3-2 : Essais disque avec et sans fusion.....	29
Figure 3-3 : Essai plaque (INZAT3)	29
Figure 3-4 : Comparaison de la contrainte longitudinale résiduelle donnée par différents bureaux d'études.....	34
Figure 3-5 : La simulation numérique du soudage.....	35
Figure 4-1 : Interaction métallurgique et thermomécanique dans la ZAT de l'acier 316L	40
Figure 4-2 : Courbes de traction du matériau 316L, issues des différentes sources.....	41
Figure 4-3 : Essais de traction à 20°C, sans (bleu) et avec (rouge) traitement thermique préalable	41
Figure 4-4 : Limites conventionnelles de non linéarité à 0.2%, (TT : avec traitement thermique préalable)	42
Figure 4-5 : Bande de ségrégation au centre de la tôle.....	43
Figure 4-6 : Lamelles orientées dans le sens du laminage	43
Figure 4-7 : Détail d'une lamelle aux joints de grains	44
Figure 4-8 : Essai de microdureté d'une lamelle.....	44
Figure 4-9 : Dislocations observées sur matériau de base.....	44
Figure 4-10 : Taille de grain : grossissement 500 fois	45
Figure 4-11 : comparaison de l'état de dislocation avant et après traitement thermique	46
Figure 4-12 : Processus d'essai de traction	47
Figure 4-13 : Différentes informations sur l'essai de traction à 20°C.....	49
Figure 4-14 : Cycle traction - compression à 20°C	50
Figure 5-1 : Vu d'ensemble du dispositif.....	53
Figure 5-2 : Procédure de réalisation de dilatométrie libre	55
Figure 5-3 : (a) Cycle thermique imposé lors du l'essai de dilatométrie libre ; (b) Déformation thermique en fonction de la température.....	55
Figure 5-4 : Coefficient de dilatation en fonction de la température.....	56
Figure 5-5 : Procédure de réalisation des essais de traction à différentes températures.....	57
Figure 5-6 : Comparaison d'essai de traction à différentes vitesses.....	58
Figure 5-7 : Essais de traction à vitesse rapide ($0,0025s^{-1}$)	59
Figure 5-8 : Module d'Young en fonction de la température.....	60
Figure 5-9 : Effet du traitement thermique libre préalable(TT) sur les limites conventionnelles d'élasticités à 0,1% ($\sigma_{0,1\%}$), à 0,2% ($\sigma_{0,2\%}$) et sur la limite de non linéarité contrainte-déformation (σ_{NL}) - Vitesse de déformation rapide est imposée ($0,0025s^{-1}$).....	60
Figure 5-10 : Comparaison des limites conventionnelles d'élasticité à 0,2% obtenues pour les essais avec ou sans traitement thermique libre préalable, avec des valeurs issues de différentes bases de donnée existantes (RCCMR, CEA-EDF et AREVA)	61
Figure 5-11 : Procédure de réalisation des essais de relaxation-écrouissage	63
Figure 5-12 : Procédure de réalisation des essais de relaxation-écrouissage	63
Figure 5-13: Les différentes étapes du fluage	64



Figure 5-14 : Procédure de réalisation des essais de fluage	65
Figure 5-15 : Essais de fluage	66
Figure 5-16: modèle viscoplastique utilisé.....	67
Figure 5-17 : Évolution en fonction de la température des limites conventionnelles d'élasticités à 0,2% (Sigma 0,2%), à 0,1% (Sigma 0,1%), sur la limite de non linéarité contrainte-déformation (Sigma NL) et du seuil d'écoulement viscoplastique.....	70
Figure 5-18 : (a) : Essais d'érouissage-relaxation à 200°C (lissage de Tb200°C) : relaxation à 1% de déformation totale pendant 1000s ; (b) Essais d'érouissage-relaxation à 800°C (lissage de Tb800°C) : relaxation à 1,5% de déformation totale pendant 500s.....	71
Figure 5-19 : Base données "BIFE316L" - Calage des paramètres visqueux	74
Figure 6-1 : Vue de la plaque ; face supérieure.....	77
Figure 6-2 : La flamme TIG.....	78
Figure 6-3 : Différentes zones d'un joint soudé en 316L.....	79
Figure 6-4 : Maquette NeT-TG1- Fluctuations de la pénétration du bain fondu le long du plan de symétrie d'un cordon	80
Figure 6-5 : Mouvement de convection dans le bain de matière fondue.....	80
Figure 6-6 : Sens de rotation des écoulement dans un bain de matière fondu.....	81
Figure 6-7 : Inversion des courants de tension de surface.....	81
Figure 6-8 : Modélisation thermique du soudage TIG	83
Figure 6-9 : Astuce numérique homogénéisation de bain fondu via la conductivité	84
Figure 6-10 : Système de coordonnées mobiles lié à la source.....	85
Figure 6-11 : Formulation de l'équation de chaleur dans le volume.....	86
Figure 6-12 : Comparaison entre la formulation thermique en enthalpie et celle en capacité calorifique	87
Figure 6-13 : La modélisation du flux la plus utilisé dans la littérature [Goldak].....	88
Figure 6-14 : Modèles statiques du flux.....	89
Figure 6-15 : Maquette INZAT3- Effet de la modélisation de flux sur le bain fondu.....	90
Figure 6-16 : Effet de la modélisation de la source de chaleur sur les cartes thermique.....	90
Figure 6-17 : Évolution temporelle du flux modélisé	91
Figure 6-18 : Refroidissement de la Zone Fondue	92
Figure 7-1 : Support de l'essai	96
Figure 7-2 : NeT-TG1 - Positions des thermocouples sur la plaque	96
Figure 7-3 : NeT-TG1 – Calage du procédé TIG : $\eta=75\%$	97
Figure 7-4 : Comparaison de la contrainte longitudinale résiduelle donnée par différents bureaux d'études Européens.....	98
Figure 7-5 : NeT-TG1 - Les tenseurs résiduelles	99
Figure 7-6 : Maquette NeT-TG1 - Effet de l'érouissage sur l'état résiduel de la contrainte longitudinale	100
Figure 7-7 : Histoire thermique selon l'épaisseur	101
Figure 7-8 : Isovaleurs des contraintes de Von Mises - NeT-TG1 (SYSWELD)	102
Figure 7-9 : Contraintes dans l'épaisseur	103
Figure 7-10 : Définition des différentes zones de comportement dans l'épaisseur	103



Figure 7-11 : Effet du maillage sur les contraintes résiduelles longitudinales et transversales.....	104
Figure 7-12 : Effet du maillage sur la contrainte longitudinale résiduelle dans l'épaisseur.....	105
Figure 7-13 : Déformations et déplacements	106
Figure 7-14 : Effet des conditions aux limites mécaniques sur les résultats mécaniques	106
Figure 8-1 : Maquette 24-25	107
Figure 8-2 : Géométrie de spécimens et détail du chanfrein.....	107
Figure 8-3 : Profil transversal des contraintes résiduelles longitudinale et transversale	108
Figure 8-4 : Effet de nombre du passes de remplissage.....	109
Figure 8-5 : Effet de la vitesse de soudage.....	109
Figure 8-6 : Maillage 3D utilisé.....	111
Figure 8-7 : Effet de géométrie de chanfrein (même rendement & surface).....	112
Figure 8-8 : Modélisation du flux	114
Figure 8-9 : Modélisation métal d'apport (1ère méthode, cas « maquette 24-25 »).....	115
Figure 8-10 : Modélisation métal d'apport (2ème méthode, cas « maquette 24-25 »).....	115
Figure 8-11: Position des thermocouples	116
Figure 8-12 : Calage thermique en 3D.....	117
Figure 8-13 : Localisation des capteurs déplacements.....	118
Figure 8-14 : Mesure de déplacement verticale à l'emplacement de l'appui libre.....	118
Figure 8-15: Modélisation bilinéaire de la loi de comportement ($\sigma_{0.2\%}$, E, ET).....	119
Figure 8-16 : Évolution de la déformation verticale du plan médian durant à la 1ère passe.....	121
Figure 8-17 : Distorsions selon X des bords de la plaque	122
Figure 8-18 : Déplacements verticaux en D3 et D8 de la face inférieure	122
Figure 8-19 : Déplacement vertical en D1 situé au bord du chanfrein en face supérieure	123
Figure 8-20 : Déplacements horizontaux en D4 & D7.....	123
Figure 8-21 : Tenseur de déformations résiduelles dans le plan médian (1ère passe)	124
Figure 8-22 : Évolution de la contrainte longitudinale (SIXX) synchronisée à la déformation plastique cumulée dans le plan médian lors à la 1ère passe.....	125
Figure 8-23 : Tenseur de contraintes résiduelles dans le plan médian (1ère passe)	126
Figure 8-24 : Contrainte longitudinale résiduelle (1ère et 2ème passe).....	127
Figure 8-25 : Contrainte longitudinale résiduelle (1ère et 2ème passe).....	127
Figure 8-26 : Contrainte longitudinale résiduelle (1ère et 2ème passe).....	128
Figure 8-27 : contrainte résiduelle longitudinale, pour différentes modélisations, en face supérieure, à mi-longueur (x=130mm), (1ère et 2ème passe).....	129
Figure 8-28: Choix de la vitesse de caractérisation de la BdD 316L (« BIFE _{316L} »).....	130
Figure 8-29 : Effet de modèles	131
Figure 8-30 : Effet module d'YOUNG.....	131
Figure 8-31 : Effet de la limite conventionnelle de non linéarité.....	132
Figure 8-32 : Effet de module d'érouissage	132
Figure 8-33 : Effet de coefficient de dilatation thermique.....	133
Figure 8-34 : Similitude 3D/1D.....	134



Figure 9-1 : Modélisation en contraintes planes	137
Figure 9-2: Comparaison de l'état de contraintes (plan X-Y) entre les modélisations 3D (plan médian) & 2DCP.....	138
Figure 9-3 : Modélisation déformations planes	139
Figure 9-4: Maillage pour le calcul en déformations planes.....	139
Figure 9-5 : Simplification de la géométrie du chanfrein.....	140
Figure 9-6: Fonction temporelle de variation du flux volumique.....	141
Figure 9-7 : Calage thermique en déformation planes avec l'approche en flux volumique imposé.....	142
Figure 9-8 : Déplacements verticaux transitoires en 2DDP	143
Figure 9-9 : Comparaison entre les déplacements verticaux résiduels en faces supérieure & inférieure (modélisation 3D & 2DDP).....	143
Figure 9-10: État de contraintes résiduelles (2DDP).....	144
Figure 9-11 : Transitoire de la contrainte principale du soudage.....	144
Figure 9-12 : Gradient thermique à 20s	145
Figure 9-13 : Comparaison entre différentes modélisations 3D, 2DCP, 2DDP	146
Figure 14-1 : Écrouissage isotrope.....	201
Figure 14-2 : Écrouissage cinématique	201
Figure 14-3 : Écrouissage combiné.....	210
Figure 14-4 : Identification des paramètres du modèle de Chaboche : courbe de traction.....	212
Figure 14-5 : Identification des paramètres du modèle de Chaboche : courbe cyclique	212
Figure 14-6 : Dimension des éprouvettes.....	214
Figure 14-7 : Position des points d'appuis en face inférieure (têtes rotulées)	215
Figure 14-8 : Positionnement des capteurs / Vue face inférieure.....	216
Figure 14-9 : Bead-on-plate specimen overall geometry.....	220
Figure 14-10 : Macrograph of the transverse cross-section of a single automatic TIG weld bead, very similar to the bead-on-plate specimen beads (Mitsui-Babcock).....	221
Figure 14-11 : Thermocouple and strain gauge locations used during manufacturing of bead-on-plate specimens A1.1, A1.2, A2.1 and A2.2 (Mitsui-Babcock).	221
Figure 14-12 : Temperature dependent material properties up to and including the melting point for austenitic stainless steel AISI 316L.....	222
Figure 14-13 : Averaged engineering stress-strain data for bead-on-plate specimen.....	223
Figure 14-14 : Positionnement de l'éprouvette sur les plots d'appui	228
Figure 14-15 : Géométrie de la tige.....	228
Figure 14-16 : Détail du positionnement des capteurs.....	229
Figure 14-17 : Plan de prélèvement des échantillons métallographiques.....	230
Figure 14-18 : Coupes métallographiques dans l'éprouvette R2Soud2p après le dépôt de la lière passe (R2c) et après remplissage total (R2f, R2a, R2e, R2b et R2d)	231
Figure 14-19: Heat input source.....	234
Figure 14-20 : Results	235



16 TABLEAUX

<i>Tableau 4-1 : Différentes Normes de l'acier 316L</i>	39
<i>Tableau 4-2 : Composition chimique (Poids %)</i>	40
<i>Tableau 5-1 : Résumé - essais de traction sans traitement thermique préalable</i>	57
<i>Tableau 5-2 : Essais de relaxation A : vitesse lente ; B : vitesse rapide</i>	62
<i>Tableau 5-3 : Essais de fluage</i>	65
<i>Tableau 6-1 : paramètres thermophysiques en fonction de la température</i>	82
<i>Tableau 7-1 : NeT-TG1 - Thermocouples coordonnées (mm)</i>	96
<i>Tableau 8-1 : Conclusions sur la sensibilité de la solution mécanique</i>	134
<i>Tableau 14-1 : Paramètres du modèle de CHABOCHE</i>	211
<i>Tableau 14-2 : Welding parameters for single bead-on-plate weld</i>	220
<i>Tableau 14-3 : Temperature dependent material properties</i>	223
<i>Tableau 14-4 : Stress-strain data and Young Modulus for base plate material</i>	224
<i>Tableau 14-5 : Temperature dependent Yield Strength for base plate material</i>	224
<i>Tableau 14-6 : Temperature dependent Yield Strength for weld material (idealized properties in italics)</i>	224
<i>Tableau 14-7 : Locations for FE results presentation (coordinates according to Figure 14-11)</i>	225
<i>Tableau 14-8 : Specific heat of the material "matériau RR"</i>	232
<i>Tableau 14-9 : Conductivity of the material "matériau RR"</i>	232
<i>Tableau 14-10 : Young's modulus of the material "matériau RR"</i>	232
<i>Tableau 14-11 : Thermal expansion of the material "matériau RR"</i>	233
<i>Tableau 14-12 : Yield strength of the material "matériau RR"</i>	233