



**HAL**  
open science

# DE LA MODELISATION NUMERIQUE DES PROCEDES ET DU SOUDAGE EN PARTICULIER AU COMPORTEMENT MECANIQUE DES ASSEMBLAGES

Vincent Robin

► **To cite this version:**

Vincent Robin. DE LA MODELISATION NUMERIQUE DES PROCEDES ET DU SOUDAGE EN PARTICULIER AU COMPORTEMENT MECANIQUE DES ASSEMBLAGES. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2009. Français. NNT : 540 MI . tel-00711313

**HAL Id: tel-00711313**

**<https://theses.hal.science/tel-00711313>**

Submitted on 23 Jun 2012

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

N° d'ordre : 540 MI

## THÈSE

présentée par

Vincent ROBIN

pour obtenir le grade de  
Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Mécanique et Ingénierie

### DE LA MODELISATION NUMERIQUE DES PROCÉDES ET DU SOUDAGE EN PARTICULIER AU COMPORTEMENT MECANIQUE DES ASSEMBLAGES

soutenue à Saint-Etienne, le 23 octobre 2009

#### Membres du jury

Président :	Jean-Baptiste LEBLOND	Professeur des universités, UPMC, Paris
Rapporteurs :	Henri-Paul LIEURADE	Docteur HDR, CETIM, Senlis
	Daniel NELIAS	Professeur des universités, INSA, Lyon
Examineurs :	Eric FEULVARCH	Maître de conférences, ENISE, Saint-Etienne
	Philippe GILLES	Expert international, AREVA NP, La Garenne Colombes
	Philippe ROGEON	Maître de conférences, UBS, Lorient
Directeur de thèse :	Jean-Michel BERGHEAU	Professeur d'Université, ENISE, Saint-Etienne

**Spécialités doctorales :**

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX  
 MECANIQUE ET INGENIERIE  
 GENIE DES PROCEDES  
 SCIENCES DE LA TERRE  
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT  
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES  
 INFORMATIQUE  
 IMAGE, VISION, SIGNAL  
 GENIE INDUSTRIEL  
 MICROELECTRONIQUE

**Responsables :**

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS  
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS  
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN  
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN  
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE  
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I  
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I  
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS  
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I  
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

**Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)**

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 2	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	DR 2	Informatique	G2I
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	MA	Génie Industriel	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 0	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	DF
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSÉ	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	SMS
DRIVER	Julian	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	CR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURIOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GOEURIOT	Patrice	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUILHOT	Bernard	DR	Génie des Procédés	CIS
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	MR	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 1	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	DF
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
VALDIVIOSO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 0	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

**Glossaire :**

PR 0 Professeur classe exceptionnelle  
 PR 1 Professeur 1<sup>ère</sup> catégorie  
 PR 2 Professeur 2<sup>ème</sup> catégorie  
 MA(MDC) Maître assistant  
 DR (DR1) Directeur de recherche  
 Ing. Ingénieur  
 MR(DR2) Maître de recherche  
 CR Chargé de recherche  
 EC Enseignant-chercheur  
 IGM Ingénieur général des mines

**Centres :**

SMS Sciences des Matériaux et des Structures  
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels  
 SITE Sciences Information et Technologies pour l'Environnement  
 G2I Génie Industriel et Informatique  
 CMP Centre de Microélectronique de Provence  
 CIS Centre Ingénierie et Santé

# TABLE DES MATIERES

<b>I - INTRODUCTION GENERALE</b>	<b>13</b>
<b>1. INTRODUCTION</b>	<b>14</b>
<b>2. LE DEVELOPPEMENT DES LOGICIELS DE SIMULATION DES PROCEDES</b>	<b>16</b>
2.1. LA DEMARCHE : LE CAS DE L'ELECTRO-MAGNETO-FORMAGE (EMF)	16
2.1.1. Les étapes de développement et leur validation	16
2.1.2. L'industrialisation de l'outil de simulation.	21
2.2. DES NIVEAUX DE COMPLEXITE DIFFERENTS SELON LES OBJECTIFS RECHERCHES : LE CAS DU SOUDAGE	24
2.2.1. La physique du bain fondu et son interaction avec l'arc électrique	26
2.2.2. Les conséquences métallurgiques	29
2.2.3. Les conséquences mécaniques	32
<b>3. ENJEU DE LA MODELISATION MULTI-PHYSIQUE APPLIQUEE AU SOUDAGE</b>	<b>35</b>
<b>II - LES OUTILS DE SIMULATION NUMERIQUE ET LES METHODES DEDIES A LA MODELISATION DES PROCEDES HAUTES TEMPERATURES</b>	<b>37</b>
<b>1. METHODES DE RESOLUTION DES PROBLEMES THERMIQUES</b>	<b>39</b>
1.1. SOURCES DE CHALEUR EQUIVALENTES POUR LA SIMULATION DU SOUDAGE	39
1.2. L'ELECTROMAGNETISME COMME SOURCE DE CHALEUR	41
1.2.1. Le chauffage par induction	41
1.2.2. Cas particulier de l'électrocinétique	43
1.3. TRAITEMENT THERMIQUE ET COUPLAGE THERMO-HYDRAULIQUE	51
<b>2. CONSEQUENCES METALLURGIQUES DU SOUDAGE ET MODELISATION</b>	<b>54</b>
2.1. LA SOLIDIFICATION	54
2.2. MICROSTRUCTURE	57
2.2.1. Phénomènes métallurgiques en lien avec la soudabilité	57
2.2.2. Transformation à l'état solide dans les aciers	59
2.3. COUPLAGE THERMO-METALLURGIQUE, EFFETS DES CHALEURS LATENTES	64
<b>3. TRAITEMENT DU PROBLEME THERMO-METALLURGIQUE ET MECANIQUE</b>	<b>66</b>
3.1. L'ANALYSE MECANIQUE	66
3.2. LE COMPORTEMENT DES METAUX A HAUTES TEMPERATURES	71
3.2.1. Les phénomènes visqueux en cours de soudage	71
3.2.2. Effets de revenu	73
3.2.3. Phénomènes de restauration et de recristallisation	74
<b>4. OUTILS ET METHODES</b>	<b>76</b>
4.1. CALCUL D'ETATS STATIONNAIRES	76
4.2. ANALYSE TRANSITOIRE « PAS A PAS »	77
4.3. ANALYSE TRANSITOIRE AVEC MAILLAGE ADAPTATIF	79

<b>III - DES MODELES DE COMPORTEMENT ADAPTES A LA DETERMINATION DES CONSEQUENCES DE LA FABRICATION</b>	<b>87</b>
<b>1. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE APPLIQUEE A LA SIMULATION DU SOUDAGE PAR FAISCEAUX D'ELECTRONS D'ALLIAGE D'ALUMINIUM</b>	<b>89</b>
1.1. LE SOUDAGE PAR FAISCEAU D'ELECTRONS	90
1.2. LE COMPORTEMENT METALLURGIQUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM A DURCISSEMENT STRUCTURAL	93
1.3. COMPORTEMENT MECANIQUE AU COURS DU SOUDAGE	97
<b>2. COMPREHENSION DES CONSEQUENCES MECANIQUES DES PROCEDES HAUTES TEMPERATURES : L'ESSAI DE DILATOMETRIE BLOQUE</b>	<b>100</b>
2.1. PRESENTATION DE L'ESSAI DE DILATOMETRIE BLOQUE DIT ESSAI SATOH	100
2.2. ANALYSE DE SENSIBILITE DES MODELES SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES	102
<b>3. DEFORMATIONS ET CONTRAINTES RESIDUELLES</b>	<b>107</b>
3.1. PREDICTION DES DISTORSIONS – METHODE LOCAL/GLOBAL	109
3.2. ATTENUATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES	115
3.2.1. Traitement de détensionnement	115
3.2.2. Mise en compression des surfaces par grenailage	118
<b>4. TENUE EN SERVICE</b>	<b>124</b>
4.1. LA DECHIRURE DUCTILE	124
4.2. UN MODELE NON COUPLE POUR LA SIMULATION DE LA DECHIRURE DUCTILE	130
4.2.1. Description du modèle	130
4.2.2. Implémentation du modèle dans un code de calcul	130
4.2.3. Qualification du modèle et identification des paramètres	135
4.3. ANALYSES DES LIAISONS SOUDEES EN MECANIQUE DE LA RUPTURE	137
4.3.1. La tenue des structures soudées soumises à des chargements dynamiques	138
4.3.2. L'étude du comportement en service des liaisons bimétalliques	144
<b>IV - CONCLUSION</b>	<b>153</b>
<b>V - BIBLIOGRAPHIE</b>	<b>157</b>
<b>ANNEXES</b>	
<b>VI - MODELISATION DES PHENOMENES ELECTROMAGNETIQUES PAR LA METHODE DES ELEMENTS FINIS</b>	<b>171</b>
<b>VII - GLOSSAIRE</b>	<b>183</b>
<b>VIII - LES MODELES DE CROISSANCE DES CAVITES</b>	<b>205</b>

## REMERCIEMENTS

---

---

A la société ESI France filiale de ESI Group, mon ancien employeur, pour son soutien au développement de l'activité modélisation des procédés et sa volonté de pérenniser les actions de recherche et le développement malgré des enjeux industriels forts marqués par un besoin d'outils de simulations numériques intégrés.

A mon nouvel employeur, AREVA NP, qui m'a permis de finaliser mon travail de rédaction du mémoire dans des conditions enthousiasmantes vis-à-vis de l'intérêt porté par le secteur de l'énergie nucléaire pour l'intégration de la simulation numérique des procédés dès la phase de conception des composants nucléaires.

A mes anciens collègues lyonnais d'ESI Group pour leur bonne humeur et leur disponibilité et tout particulièrement à Josette Devaux pour son professionnalisme, son investissement communicatif pour le traitement des sujets scientifiques avancés, son soutien à l'apprentissage de mon métier et ses conseils, toujours avisés, en tout domaine. Merci à Josette également pour sa relecture approfondie du mémoire.

A Jean-Michel Bergheau pour son appui régulier à la concrétisation de mon projet de thèse, le partage de ses connaissances scientifiques et l'apport de sa vision clairvoyante des métiers de la simulation numérique.

A Eric Feulvarch pour son enthousiasme et ses mêmes passions au cœur desquelles la simulation numérique occupe une part importante.

A Isabelle Pletto pour sa gestion efficace et chaleureuse des aspects administratifs liés à la réalisation de ma thèse.

Aux membres de la commission SNS (Simulation Numérique du Soudage) de l'AFM (Association Française de Mécanique) et les partenaires industriels et universitaires du projet MUSICA qui participent activement à l'essor de la simulation numérique du soudage par des échanges constructifs pour la mise au point et la validation des méthodes de calcul dans ce domaine.

Et finalement un grand remerciement à ma famille proche pour leur soutien et leurs encouragements malgré mon manque de disponibilité à leur égard. A mon père, André, tout particulièrement pour la réalisation de certaines illustrations présentes dans ce mémoire et sa patiente relecture du manuscrit, Bled à l'appui. Merci à mon épouse, Mélanie, qui a toujours su trouver la patience, l'attention et les mots nécessaires à maintenir une motivation aux épreuves des concessions.

*Remerciements*

## RESUME

---

---

Le soudage est l'un des procédés majeurs d'assemblage de la Mécanique. Il est présent dans l'ensemble des secteurs industriels :

- le transport terrestre (automobile, ferroviaire, machines agricoles et de construction),
- les bâtiments et travaux publics (assemblage métallique),
- la construction navale (structures off-shore, navires, sous-marins),
- l'énergie (hydroélectricité, nucléaire, gaz et pétrole notamment, équipements électriques et électroniques),
- l'aéronautique.

D'autres procédés d'assemblage sans fusion existent comme le clinchage, le collage ou encore le rivetage mais ces derniers ne présentent pas le même intérêt vis-à-vis de la continuité de la matière. La difficulté du soudage par rapport à ces procédés provient du fait que le seul aspect mécanique n'intervient pas. En effet, l'aspect multi-matériau du procédé (différence entre un éventuel matériau d'apport et le matériau de base, ou dans le cas des liaisons bimétalliques) peut entraîner des difficultés de soudabilité et conduire à de fortes hétérogénéités de matière dans la zone soudée. Le procédé met également en jeu des phénomènes thermiques qui peuvent conduire à des déformations de structure conséquentes (distorsions) et dommageables pour la conformité des pièces ou le tolérancement des assemblages. De plus, localement, au niveau du cordon de soudure et plus généralement de la zone affectée thermiquement, les contraintes peuvent devenir importantes sous l'effet des dilatations ou retraits thermiques contrariés (effets d'auto-bridage). Ces niveaux de contraintes élevés peuvent conduire à une tenue en fatigue réduite de la pièce ou amorcer des fissures au cours du vieillissement de la structure. D'autres phénomènes comme la corrosion sous tension ou la corrosion sous contrainte sont à l'origine de l'apparition de défaut dans les structures assemblées par soudage même sous faibles sollicitations mécaniques ou thermiques en service. Si la présence de contraintes résiduelles en traction est un risque d'apparition de défauts macroscopiques, elle n'en est pas le seul facteur. Les défauts géométriques (singularités, manque de pénétration) ou d'exécution et d'origine métallurgique (collage, porosité) sont d'autres malfaçons qui favorisent les risques évoqués ci-dessus. Les risques de fissuration à froid (structures fragiles, présence d'hydrogène, gradients thermiques trop élevés...), ou à chaud (bridage trop important, matériau d'apport inadapté ou insuffisant...) peuvent être maîtrisés par le soudeur en appliquant des règles métiers éprouvées. De plus des contrôles non destructifs (ressuage, radiographie...) peuvent parachever l'action de l'opérateur pour garantir une qualité de soudure satisfaisante. Toutefois cela n'est pas suffisant pour s'assurer de la fiabilité de cette jonction en service. C'est pourquoi des moyens de mitigation existent aussi pour atténuer les risques de rupture des joints soudés. Les plus couramment utilisés sont les traitements thermiques de détensionnement qui permettent de réduire les contraintes résiduelles internes en appliquant un cycle thermique bien spécifique sans conséquence majeure sur l'intégrité métallurgique. La correction locale de la géométrie du métal déposé par meulage, fraisage ou refusion permet également l'atténuation des discontinuités fortes au niveau du raccordement entre le métal fondu et le métal de base sans pour autant assurer que ces opérations n'introduisent pas elles-mêmes des défauts de surface. Finalement les procédés de grenailage ou de martelage constituent une autre solution qui consiste à introduire des contraintes résiduelles de compression favorables au niveau des zones sollicitées en service et pouvant présenter des contraintes résiduelles de fabrication initialement en tension.

Compte tenu des impératifs de coût et de délai, les industries utilisatrices rencontrent des difficultés pour développer des solutions innovantes, sur la base de l'expérience et des règles métier. En effet en raison de la complexité des mécanismes mis en jeu au cours d'une opération de soudage et du nombre important des paramètres d'influence, ce procédé s'appuie encore essentiellement sur l'expérience du soudeur. De plus, l'estimation expérimentale du niveau des contraintes dans la pièce demeure une tâche ardue et soumise à caution même si les techniques se développent au même titre que la modélisation numérique que nous nous attacherons à mettre en valeur dans ce rapport. A la volonté première de compréhension des phénomènes s'ajoute aujourd'hui le besoin de disposer d'outils de simulation prédictifs permettant une qualification des procédés de fabrication très tôt dans la phase de conception et de dimensionnement des composants mécano-soudés. En 2005, un bilan dressé pour le compte de la Direction Générale des Entreprises du Ministère Français de l'Economie, des Finances et de l'Industrie de l'époque faisait état d'un besoin crucial d'innovation dans un domaine aussi stratégique que celui de la métallurgie en France **[DGE 05]**. Un des axes de développement clairement identifié concerne la simulation numérique des procédés appliquée aux matériaux métalliques : « *La simulation numérique des procédés semble être une technologie permettant d'améliorer la performance des matériaux par une maîtrise de la dispersion de leurs propriétés. La simulation s'est concentrée beaucoup sur la thermique et la thermomécanique et est actuellement freinée par la carence en modèles métallurgiques* ». Certes, les méthodes de modélisation en science des matériaux aux petites échelles sont limitées à ce jour mais du point de vue des mécaniciens, les approches macroscopiques existantes, basées sur des modèles phénoménologiques offrent un aboutissement industriel à la simulation numérique des procédés comme la fonderie, la forge, la mise en forme à chaud ou à froid, les traitements thermiques et thermo-chimiques et le soudage.

Pour illustrer ces propos, citons des problématiques de différents secteurs d'activité pour lesquels les outils de simulation numérique peuvent apporter une réponse adaptée, témoignant ainsi d'un intérêt croissant de la modélisation numérique des procédés de la part du monde industriel. Selon les domaines d'activités, la problématique de la maîtrise des procédés comme le soudage est différente. Dans le secteur nucléaire, l'aspect fiabilité des jonctions soudées des gros composants et donc la détermination du comportement mécanique du matériau subissant des transformations métallurgiques et la prédiction des contraintes résiduelles prévalent devant le contrôle des distorsions. A titre d'exemple, les tubulures des circuits primaires des réacteurs à eau pressurisée sont des composants de forte épaisseur (plusieurs dizaines de millimètres) qui se déforment très peu à l'échelle du composant lors d'une opération de soudage. Ces composants sont sollicités thermo-mécaniquement au cours de la vie en service nominale de la centrale et peuvent l'être plus fortement en cas de sollicitation accidentelle ; le niveau des contraintes résiduelles induites doit donc être estimé pour conserver une marge lors du dimensionnement de la structure. Pour d'autres applications, adaptateurs des couvercles de cuve de réacteur, chambre à vide du réacteur à fusion ITER..., les opérations de redressage post-assemblage doivent être limitées voire prohibées en raison de leur coût ou de l'impossibilité de leur mise en œuvre face à un géant d'acier. La maîtrise des distorsions du soudage revêt alors un caractère tout aussi essentiel que dans l'industrie automobile où les cadences et la quantité de production des pièces conformes est un gage de succès face à la compétition. Comme pour les secteurs à forte productivité, la maîtrise des distorsions au cours des opérations de soudage se révèle un enjeu important dans le secteur de la construction navale où l'étape de redressage après soudage représente 10% des coûts de la structure de la coque.

Aujourd'hui la simulation numérique du soudage apporte une solution à la maîtrise du procédé en prédisant l'état résiduel de la structure. Ainsi, l'un des objectifs de ce travail de thèse est de dresser un bilan de l'apport de la simulation des procédés et notamment du soudage dans le contexte industriel et d'établir une aide à la compréhension des phénomènes impliqués par la mise en place d'outils de modélisation

numériques adaptés pour parvenir aux résultats attendus. Comme toute carte à l'échelle 1 se révélant inutile et inexploitable, nous ne proposerons pas un modèle physique unique et réel mais plutôt un ensemble d'approches phénoménologiques basées sur la compréhension des phénomènes physiques et qui permet, par la réduction du problème à partir d'hypothèses justifiées, à la simulation numérique d'atteindre les objectifs attendus par les industriels. Quel avantage existerait-il à disposer d'un modèle de même complexité que son objet ?



## SUMMARY

---

---

Welding is one of the major processes of joining in Mechanics. It is present in all branches of industry:

- ground transports (automotive, railroad, agricultural and construction machines),
- buildings and civil engineering (metal joining),
- shipbuilding (off-shores structure, ships, submarines),
- energy (hydroelectricity, nuclear power, notably gas and oil, electrical and electronic equipments),
- aeronautics.

Other processes of assembly without melting exist, such as hemming, sticking or riveting but these latter do not show the same interest for the continuity of the material. The difficulty of welding compared to these processes results from the fact that the only mechanical aspect does not intervene. Indeed, the multi-material aspect of the process (differences between a possible filler metal and a base material or the case of bi-metal welds) can lead to difficulties of weldability and strong material heterogeneity in the welded zone. The process also involves thermal phenomena potentially leading to structure deformations, large and harmful distortions for the compliance of parts and mismatching of component assemblies. Further locally, in the local surrounding of the weld bead and more generally the heat-affected zone, the level of stress can become high due to the influence of expansions or thermal shrinkages (auto-clamping effects). These high levels of stresses can lead to a reduced-fatigue strength of the part or crack initiation during the ageing of the structure. Other phenomena such as stress corrosion can cause defect in the structures assembled by welding under weak mechanical or thermal loads in service. If the presence of tensile residual stresses is a risk for the appearance of macroscopic defects, it is not the only one factor. Dimensional defects (discontinuities, lack of penetration) or defects of achievement and metallurgical origin (sticking, porosity) are also imperfections that favor the risks evoked above. The risks of cold cracking (brittle structures, presence of hydrogen, too high thermal gradients) or hot cracking (too important clamping, unsuitable or insufficient filler metal) can be mastered by welder applying profession rules. Furthermore, non-destructive inspections (dye penetrant inspection, radiography) can complete the action of the operator to warrant a satisfying quality for the weld. However, this cannot ensure the reliability of the weld connection in service.

That is why means of mitigation exist to decrease the risks of break of the welded joints. The stress-relief heat treatments are usually used to reduce the internal residual stresses by applying a very specific thermal cycle that has no major consequence on the metallurgical integrity. The local correction of the geometry of the metal deposited by grinding, milling or refusion also allows the attenuation of the strong discontinuities near the connection between the molten metal and the base metal; but this does not ensure that these latter operations do not cause surface defects. Finally shot peening or hammering constitute another solution by introducing favourable compressive residual stresses on zones used in service and initially under tensile residual manufacturing stresses.

Taking account for cost and delay, the industries have difficulties in developing innovative solutions, from experience and profession rules. Indeed because of the complexity of mechanisms involved during a welding operation and the high number of influencing parameters, this process is still essentially based on the experience of the welder. Further the experimental estimation of the stress level in the component remains a difficult task that is subject to errors even if techniques are currently improved to increase their accuracy as the same way as modelling that we shall attempt to highlight in this report. Apart from the

understanding of physical phenomena, today we need predictive tools of simulation allowing a qualification of the manufacturing processes, in the very early phase of design of the welded components. In 2005, a report made up for the General Management of the Companies of the French Ministry of economics, finances and industry claimed a crucial need for innovation in the strategic field of metal industry in France [DGE 05]. The numerical simulation of the processes applied to metals was clearly identified as a potential development axis: *"The numerical simulation of the processes is likely a technology improving the performance of materials through the control of the dispersion of their properties. The simulation mainly concentrated on the thermal and the thermo-mechanical aspects and is currently slowed down by the lack of metallurgical models"*.

Of course, the methods of modelling in material science at small scales are now limited but from the point of view of mechanical engineers, the existing macroscopic approaches, based on phenomenological models, offer an industrial outcome to the numerical simulation of the processes, such as casting, forging, hot or cold forming, heat and thermo-chemical treatment and welding.

To illustrate this, let us quote problems of different sectors of industry for which the tools of numerical simulation can provide an appropriate answer, and so asserting increasing interest of process modelling from the industrial world. According to different fields of activity, process control such as welding may differ. In the nuclear energy sector, the reliability of the welded joints of large components and thus the prediction of residual stresses prevail over the control of the distortions. For example, the nozzles of the coolant systems of pressurized water reactors are components of large thickness (several dozen millimeters) that are slightly distorted on the scale of the component during a welding operation. These components are thermo-mechanically loaded during the nominal life in service of the power plant and can be more strongly loaded in case of accidental behaviour. The level of the induced residual stresses thus needs to be determined to keep a safety margin during the sizing of the structure. For other applications such as adapters of reactor vessel head, vacuum vessel of the ITER fusion reactor, operations of post-joining straightening have to be limited, even prohibited, because of their cost or impossibility using them in front of a steel giant. The control of distortions induced by welding is as essential as in the automotive industry, for which the rates and quantity of production of the corresponding parts is a guarantee of success in a competitive world. As for sectors with strong productivity, the control of distortions during welding operations constitutes an important stake in the shipbuilding sector in which the stage of straightening after welding represents 10 % of the costs of the shell.

Nowadays the numerical simulation of welding can solve the control of the process by predicting the residual state of the structure. So, one of the specific goal of this PhD work is to draw up a review of the supply of the simulation of processes, namely welding in the industrial context, as well as to help understand the involved phenomena and to implement appropriated numeric modelling tools to reach the expected objectives. As any map in the scale 1 is useless and unexploitable, we will not propose a unique and complex real physical model but rather a set of phenomenological approaches, based on the understanding of physical phenomena and that will allow, by the reduction of the problem from justified hypotheses, reaching the expectations of manufacturers. What is the interest to build up a model as complex as its object?

*Chapitre I*

**I - INTRODUCTION GENERALE**

---

## 1. INTRODUCTION

La maîtrise de la métallurgie a été associée au cours des âges au développement de l'homme et des sociétés. Le passage du mésolithique au néolithique qui inclut l'âge du bronze marque un virage majeur dans l'évolution de l'humanité par l'accélération des découvertes et progrès techniques. D'autres facteurs tels que le changement climatique et ses conséquences ont permis la sédentarisation et la croissance de la population et conduit au développement d'un artisanat d'outillage agricole, ménager en réponse à des exigences vitales et sociales. Evidemment la nature belliqueuse de l'homme guidée par le culte du pouvoir et l'incertitude du lendemain, a également contribué au développement des connaissances des matériaux, à la mise au point de nouveaux procédés comme la fonderie et la forge destinés à une production d'armes en plus grande quantité... Aujourd'hui, la métallurgie demeure une composante majeure du monde industriel et reste un domaine d'expert. Cela est facilement compréhensible car sur plus de 90 éléments chimiques naturels 70 sont des métaux et chacun d'entre eux peut interagir à l'échelle la plus petite pour former un mélange unique : le dosage, même en proportion infinitésimale, de chacun des éléments pouvant également modifier radicalement le comportement de la matière. Etant donné la quantité de matière métallique disponible, il est possible d'imaginer que les âges des métaux et particulièrement celui du fer se poursuivent lors des siècles à venir, malgré des ressources finies. Dans ce contexte que peut-on attendre de la modélisation numérique dans le développement de cette science au service de nos sociétés modernes ? L'accélération des échanges, les capacités nouvelles de traitement de l'information permis par l'avènement des outils informatiques sont l'occasion d'un apport remarquable dans le domaine de la connaissance et de l'usage des matériaux. L'emploi de l'ordinateur aide à formuler des théories en définissant par exemple la hiérarchie entre sous-modèles ou la variable à prendre en compte ou la formulation à retenir pour les interactions entre ces sous-modèles. En cas d'obtention de résultats inattendus, la puissance des moyens informatiques permet également un retour rapide à une nouvelle modélisation après redéfinition de nouveaux choix. Il est également possible de réaliser des études de sensibilité qui permettent de positionner l'influence d'un paramètre d'un modèle bien défini dans un cadre d'utilisation précis [PETELET 07]. La mise au point d'un modèle prédictif doit servir d'aide à la décision. Nous allons voir comment la simulation numérique répond à ce besoin dans le domaine de la simulation des procédés de fabrication.

La compréhension des phénomènes ne doit pas être le seul objectif de la simulation numérique. Dans un contexte industriel, il faut pouvoir disposer d'outils capables d'apporter une solution tangible à un problème donné en s'assurant de son intégration dans le processus d'ingénierie et en cherchant à démocratiser son accessibilité par un niveau d'utilisation adapté. Ce document n'a pas pour ambition de traiter de la métallurgie au sens fin, mais propose des méthodes se situant à un niveau macroscopique pour lequel les modèles développés sont basés sur l'observation des phénomènes. La modification de la matière engendrée par les procédés de fabrication conduit à des conséquences qu'il est aujourd'hui possible de modéliser par la simulation numérique et de prendre en compte pour le dimensionnement des composants en service. La compréhension des phénomènes impliqués permet dans certaines situations de choisir ceux qui affectent au premier ordre les effets recherchés. Les modèles utilisés sont la plupart du temps des modèles phénoménologiques. Les paramètres qu'ils comportent n'ont, pour la plupart, pas de signification physique précise même s'il est possible d'en trouver une pour certains d'entre eux et dans certaines conditions de mise en œuvre. Toutefois des précautions doivent être prises, qui restreignent parfois le domaine d'application de certaines approches, le regard critique du numéricien, tout comme celui du physicien, devant permettre d'en cerner les limites. Aussi, la mise en place et l'utilisation de modèles phénoménologiques à l'échelle de la structure confère à la simulation numérique sa capacité d'aider à la compréhension des phénomènes impliqués ainsi qu'à l'amélioration des techniques de fabrication, la maîtrise du savoir-faire... à partir d'une caractérisation des matériaux abordable et bien établie. Le retour

d'expérience de la part des utilisateurs sur l'application des modèles multi-physiques fait partie intégrante du jugement à porter sur les résultats d'une simulation numérique. En effet la prédiction que fait un modèle ne vaut que par les hypothèses émises. Or, celles-ci peuvent être nombreuses et variées comme nous le verrons, dans le cas de la simulation du soudage, en fonction des objectifs à atteindre. Le modèle doit rester simple, adapté à un but précis, pour conserver ce trait qui le distingue d'une réalité complexe.

Dans ce mémoire, divers aspects de la modélisation numérique des procédés seront évoqués pour une application majeure qu'est le soudage en tant que procédé d'assemblage. Nous pourrons alors mieux apprécier l'apport de la simulation numérique dans les projets industriels dont les priorités ont également évoluées, efficacité, rentabilité, et aussi par un rapport au développement durable parfois qui apparait parfois en décalage avec l'ensemble des notions précédentes.

## 2. LE DEVELOPPEMENT DES LOGICIELS DE SIMULATION DES PROCÉDES

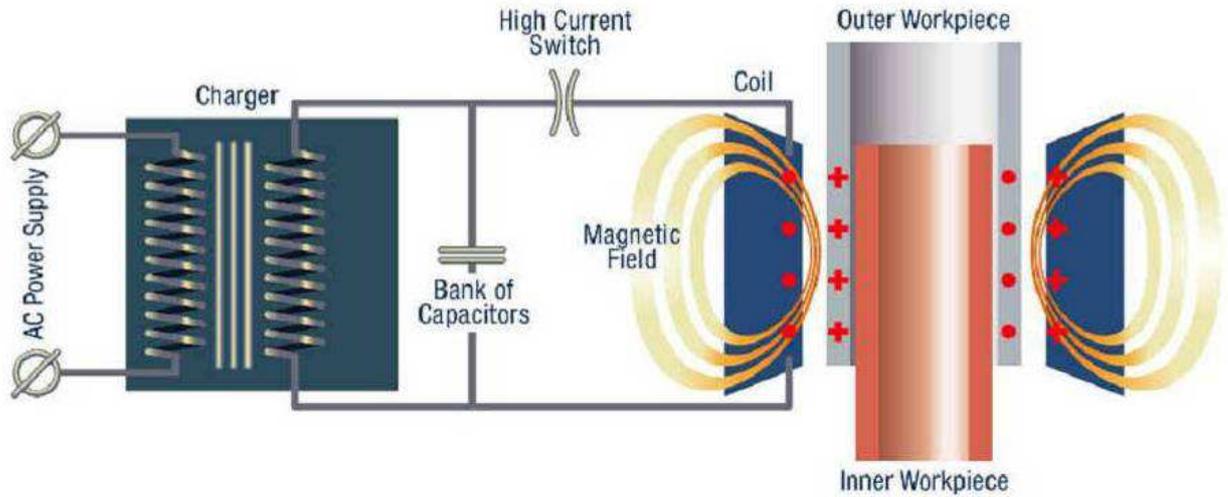
### 2.1. La démarche : le cas de l'électro-magnéto-formage (EMF)

Le procédé de mise en forme électromagnétique est une excellente illustration du caractère multi-physique que revêt la modélisation des procédés. Récemment, ce procédé a retrouvé un intérêt industriel. En effet, l'emploi plus fréquent de structures en aluminium destinées à alléger le poids des véhicules permet d'envisager de nouveaux moyens de mise en forme comme l'EMF qui peut étendre la limite de formabilité des alliages au-delà de celle atteinte par des procédés plus conventionnels [SEGUNDO 05]. Dans le cadre d'un vaste programme européen de recherche collaboratif au service de l'innovation industrielle appelé Growth FP5, la commission européenne a décidé de participer au financement d'un projet concernant la mise en œuvre industrielle de l'EMF. L'acronyme de ce projet est EMF G3RD-CT-2002-00798. Parallèlement au développement du process, des outils de simulation ont été développés et validés pour permettre la réalisation d'essais virtuels de mise au point du procédé. La suite de ce paragraphe illustre les étapes permettant d'aboutir à un outil industriel de simulation des procédés. L'objectif des travaux de recherche liés à ce procédé est d'aboutir à une meilleure compréhension du mécanisme de déformation afin de développer des équipements et des méthodes efficaces pour sa mise en œuvre industrielle. Une manière de parvenir à cet objectif est l'utilisation de la simulation numérique au travers d'une modélisation du procédé basée sur la méthode des éléments finis.

#### 2.1.1. Les étapes de développement et leur validation

Dans un premier temps, il est nécessaire d'identifier les phénomènes physiques intervenant lors du procédé de fabrication et d'en quantifier l'importance vis-à-vis des grandeurs recherchées. Cette phase laisse percevoir tous les enjeux liés au développement d'un produit et démontre les liens ténus qui doivent exister entre chaque intervenant du projet. Les personnes en charge de la conception devront proposer une solution fonctionnelle pour le dimensionnement du composant. Cette exigence du cahier des charges du produit sera garantie par le choix d'un matériau adéquat en termes de performance mécanique en fonctionnement. La solution définitive sera établie en conformité avec la capacité à produire cette pièce (faisabilité, coût) sans en altérer la tenue en service. Il se dessine alors l'importance cruciale des procédés de fabrication dans les choix techniques et technologiques des conceptions produit. L'intérêt de la simulation numérique est de disposer à ce stade du projet d'un outil capable d'éliminer très en amont certaines solutions en se basant sur le prototypage virtuel des procédés de fabrication.

Le procédé de formage électromagnétique est un procédé de déformation des métaux par application d'une force générée par un champ magnétique variable d'une grande intensité. Un équipement électrique particulier est nécessaire pour stocker une grande quantité d'énergie électrique au travers de condensateurs, cette dernière étant libérée en une fraction de seconde pour alimenter des inducteurs par un courant variable de très forte intensité [PSYK 05]. Le principe du procédé réside dans la création à l'intérieur de la pièce d'un courant induit de sens opposé qui génère des forces de répulsion entre l'inducteur et l'induit d'un niveau suffisant pour provoquer la déformation de ce dernier. Pour mieux contrôler la forme finale désirée, il est possible d'employer une matrice comme le montre la **Figure I.1.**



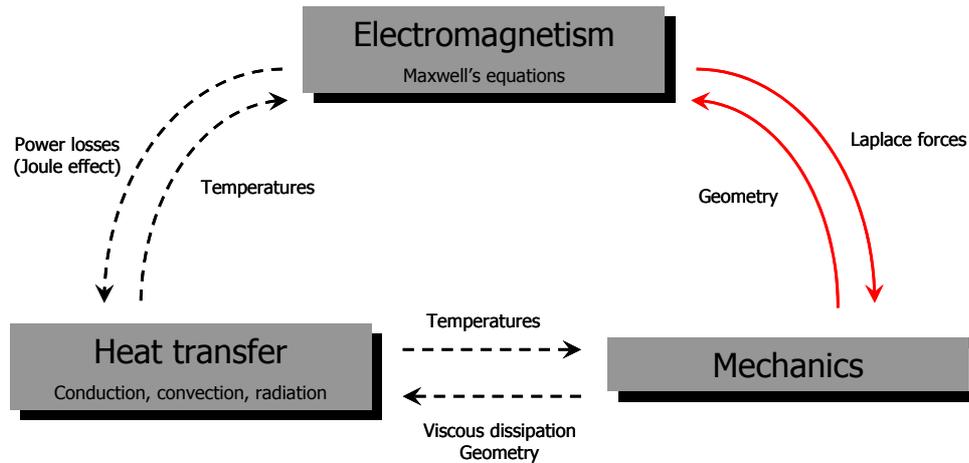
**Figure I.1** Illustration du procédé EMF (source internet)

Les phénomènes physiques majeurs gouvernant le procédé ainsi que leurs interactions sont présentés **Figure I.2**. Le logiciel de simulation numérique doit donc dans un premier temps être capable de modéliser individuellement chacun des phénomènes physiques. La validation de cette étape peut se faire par confrontation avec des résultats analytiques, par benchmarking avec d'autres logiciels ou par confrontation avec l'expérience. En effet, la dépendance entre le champ magnétique et l'induction magnétique peut être non-linéaire et les modèles à développer doivent prendre en compte cet aspect (Annexe 1 : Modélisation des phénomènes électromagnétiques par la méthode des éléments finis et références **[PASCAL 03]**, **[ROBIN 08]**). Du point de vue mécanique, la vitesse de déformation élevée influence grandement le comportement du matériau. Des lois de comportement adaptées dont les paramètres sont identifiables expérimentalement doivent être implémentées. Ainsi, le comportement mécanique de la pièce à mettre en forme prend en compte les fortes vitesses de déformation au travers du modèle de comportement viscoplastique de Johnson-Cook **[JOHNSON 83]**:

$$\sigma = \left( A + B(\dot{\varepsilon}_{eq}^p)^n \right) \left( 1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^*}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left( 1 - T^{*m} \right) \quad (I.1)$$

$$\text{avec } \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^*}{\dot{\varepsilon}_0} = \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_0} \text{ et } T^* = \frac{\theta - T_{ref}}{T_{melt} - T_{ref}}$$

$\dot{\varepsilon}_{eq}^*$  est le taux de déformation adimensionné avec  $\dot{\varepsilon}_0$  généralement pris à  $1 \text{ s}^{-1}$ .  $T_{melt}$ ,  $T_{ref}$  et  $\theta$  représentent respectivement la température de fusion, une température de référence telle que la température ambiante et la température de la pièce. Les paramètres du modèle de Johnson-Cook ont été identifiés pour les matériaux étudiés à partir d'un dispositif expérimental mis en place à l'Université de Trento, Department of Material Engineering, en Italie.

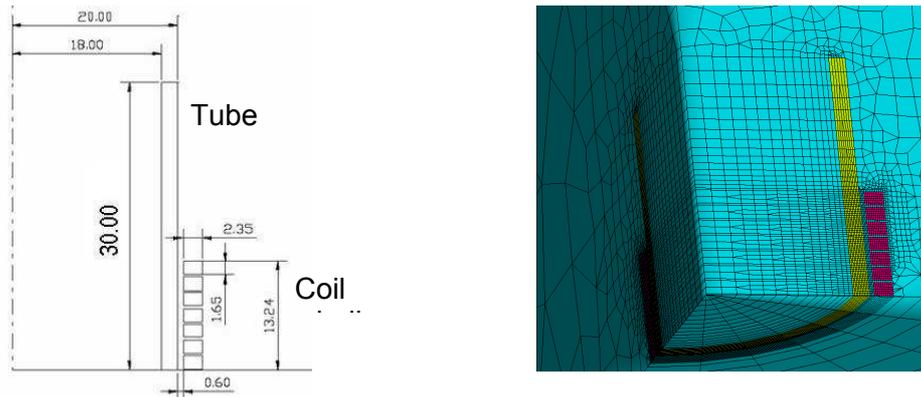


**Figure I.2** Interactions entre les différents phénomènes physiques

Il est possible de formuler un certain nombre d'hypothèses concernant la modélisation du procédé d'EMF. Tout d'abord, les courants induits se concentrent en périphérie de la pièce et bien que leur intensité soit très élevée, la courte durée de l'impulsion magnétique (quelques centaines de  $\mu\text{s}$ ) ne génère pas une énergie suffisamment importante pour affecter le comportement mécanique de la structure dans son ensemble. Les effets thermiques peuvent donc être négligés dans un premier temps. De même, le travail plastique qui est distribué dans toute la partie déformée de la pièce n'est pas pris en compte à la manière des hypothèses couramment admises pour la modélisation numérique des procédés d'emboutissage [GALLEE 04]. Après la mise en place des modèles élémentaires capables de représenter les transferts thermiques, les phénomènes électromagnétiques et le comportement mécanique, la seconde étape consiste à valider les hypothèses précédemment énoncées par confrontation avec des mesures expérimentales. Ceci nécessite de prendre en compte les principales interactions illustrées **Figure I.2**. Pour obtenir l'évolution de la déformée de la structure ainsi que la distribution des forces internes et des variables d'histoire au cours de la mise en forme électromagnétique, un couplage magnéto-mécanique entre le logiciel capable de résoudre les équations de Maxwell et celui dédié à la résolution du comportement mécanique est réalisé. Le principe de la simulation repose sur un découpage en macro-pas de temps au cours desquels une analyse électromagnétique et une analyse mécanique sont successivement exécutées. Les forces de Laplace sont calculées à partir des résultats issus de la simulation électro-magnétique en termes d'induction et de densité de courant à la fin d'un macro-pas de temps de calcul. Elles sont ensuite appliquées comme chargement pour la simulation mécanique au cours du même macro-pas de temps. Ce processus est réitéré macro-pas de temps par macro-pas de temps afin de modéliser la totalité de la phase de mise en forme. Les forces d'inertie sont prises en compte lors du calcul mécanique.

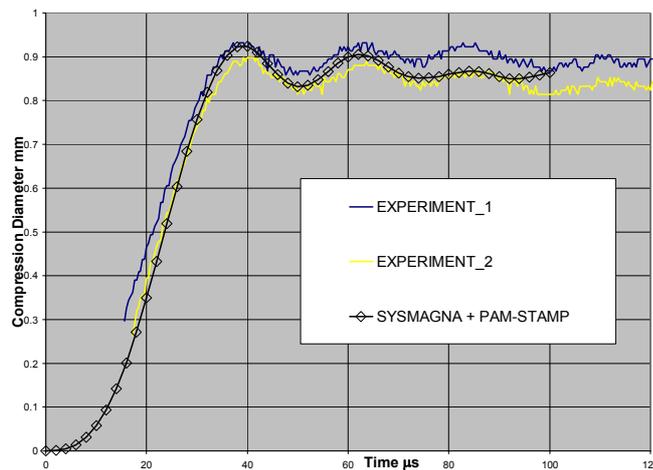
Des expériences ont été conduites à l'Université de Dortmund, Department of Forming Technology, en Allemagne sur des tubes et sur des plaques en aluminium. Les résultats expérimentaux sont comparés à ceux obtenus par le calcul. Le comportement élasto-visco-plastique avec écrouissage isotrope des alliages d'aluminium utilisés est gouverné par la loi de Johnson-Cook (1.1). Le comportement électromagnétique des outils et de la pièce est également considéré isotrope. Aucune non-linéarité matériau n'est prise en compte pour les alliages d'aluminium qui sont paramagnétiques. En revanche la non-linéarité entre le champ magnétique et l'induction magnétique est considérée pour les outils ferromagnétiques lors du calcul électromagnétique. La mise au point d'un procédé avec ce type de configurations simples (tubes et plaques) mais représentatives d'un procédé industriel est très

utile pour aider à la conception des inducteurs, à la définition des niveaux d'énergie requis ainsi qu'au choix des matériaux de la structure à mettre en forme. Cela constitue également un excellent cas de validation pour le logiciel de simulation du procédé. Etudions d'abord le cas des tubes en compression. Il s'agit de tubes dont on cherche à réduire le diamètre. La géométrie (section de révolution) et le maillage de cette configuration d'essai sont présentés sur la **Figure I.3**. L'air environnant est maillé de manière à propager le champ magnétique issu des inducteurs. Le tube est constitué d'aluminium AA5754. Il s'agit d'un matériau paramagnétique.



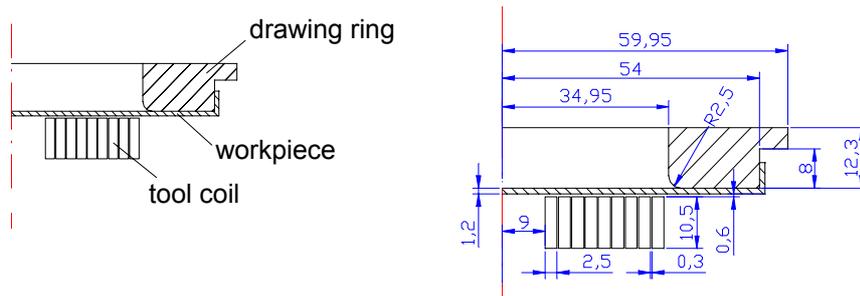
**Figure I.3** Géométrie du tube en compression et maillage tridimensionnel associé

L'énergie électrique déchargée est de l'ordre de 500 J. Le courant qui traverse les inducteurs devient nul après 200  $\mu\text{s}$  à l'issue de la décharge, c'est pourquoi des itérations de couplage entre calcul magnétique et calcul mécanique toutes les 2  $\mu\text{s}$  ne sont réalisées que durant cette période. La **Figure I.4** fournit une comparaison entre résultats de calcul et mesures expérimentales de la réduction du diamètre au cours du temps pour plusieurs essais. Les comparaisons sont de très bonne qualité et montrent la bonne représentativité du modèle numérique et de ses données.



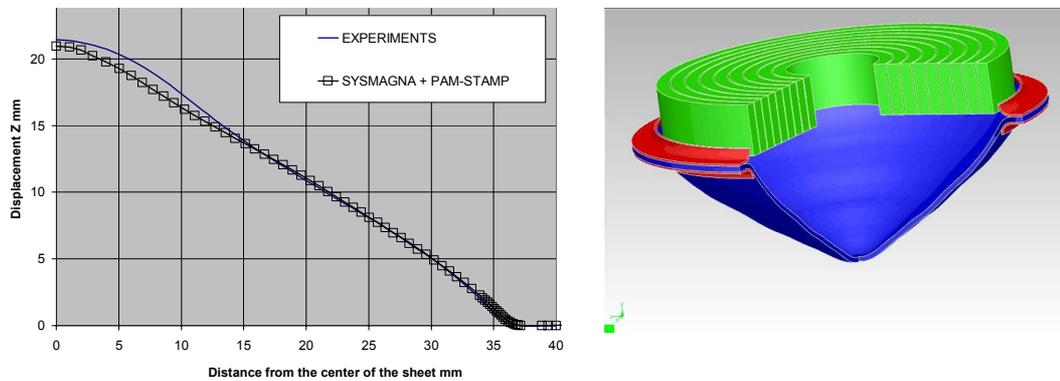
**Figure I.4** Comparaison calcul/mesures de la réduction du diamètre au cours du procédé

De même, des essais de mise en forme sur des plaques ont été conduits. La géométrie considérée pour cette configuration d'essai est détaillée sur la **Figure I.5**. Il s'agit d'un disque d'aluminium AA5182. L'énergie déchargée par le procédé est de 1200 J. Un macro-pas de temps de couplage magnéto-mécanique de 2  $\mu\text{s}$  est également utilisé pour conduire ces simulations.



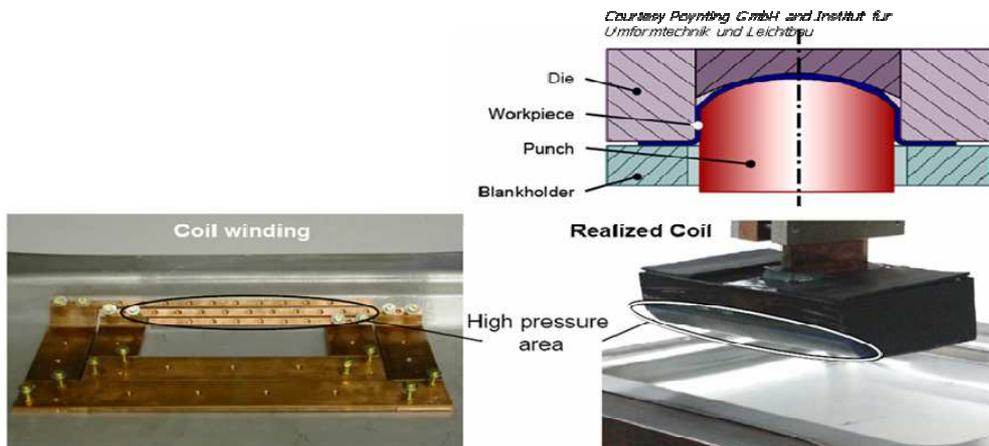
**Figure 1.5** Description géométrique du cas test sur des plaques

Dans cette configuration, il est indispensable de tenir compte des contacts mécaniques qui apparaissent au cours du procédé entre la pièce et les outils de maintien car ces derniers influencent grandement la forme conique finale de l'éprouvette. La **Figure 1.6** donne les déplacements de la surface extérieure de la plaque depuis son centre et la déformée finale de l'éprouvette. Pour cet essai, modélisation numérique et expériences révèlent une nouvelle fois une excellente corrélation.



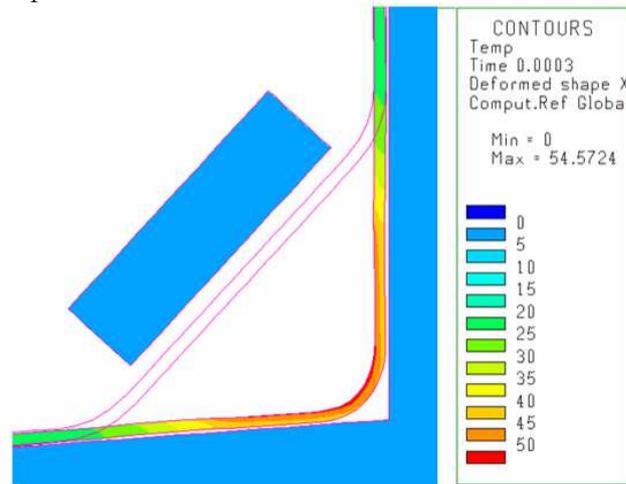
**Figure 1.6** Déformée du disque à l'issue du procédé

Le dernier exemple étudié pour valider les hypothèses du modèle éprouvé pour la simulation numérique de la mise en forme électromagnétique concerne la passe de finition de formation d'un congé après emboutissage. La tôle est initialement emboutie et la forme finale est obtenue par EMF, procédé pour lequel l'énergie est produite par les inducteurs installés dans le poinçon comme l'illustre la **Figure 1.7**.



**Figure 1.7** Principe du procédé de finition par EMF (deep drawing) après emboutissage conventionnel

Pour des raisons de facilité de maillage en présence de pièces mobiles, le modèle numérique a été réalisé avec des hypothèses bidimensionnelles en couplant les éléments finis pour les structures métalliques et les éléments à intégrales de frontière pour représenter l'air environnement. La **Figure I.8** montre l'élévation de température maximale au cours du procédé qui est localement de 34 °C au-delà de la température initiale de 20 °C. Cette élévation de température, liée uniquement à la dissipation thermique par effet Joule, est calculée de manière extrêmement conservatrice dans des conditions adiabatiques. La conduction thermique ne permet pas de diffuser la chaleur dans la pièce lors du procédé dont la durée n'excède pas 300 µs. Cette constatation est confirmée par la valeur très faible du nombre de Fourier, soit 0,02, pour cet alliage d'aluminium en considérant une longueur caractéristique de 1,2 mm représentant l'épaisseur de la tôle.



**Figure I.8** *Elévation de température au cours d'un procédé de mise en forme électromagnétique*

Cette augmentation maximale de température,  $\Delta\theta$ , peut être vérifiée par un calcul simplifié en utilisant la relation (I.2) issue de l'équation de la chaleur dont le terme de diffusion est supprimé :

$$P = \rho C \frac{\Delta\theta}{\Delta t} \quad (I.2)$$

où  $P$  est la densité de puissance dissipée,  $\rho$  la masse volumique et  $C$  la capacité thermique. Dans la configuration traitée, la densité d'énergie générée par effet Joule se stabilise à  $4,75 \cdot 10^7 \text{ J/m}^3$  après 50 µs ce qui conduit d'après les propriétés thermo-physiques de l'alliage d'aluminium AA5182 à une augmentation de température de près de 20 °C. Etant donné les fortes vitesses de déformation, il est également nécessaire de s'assurer que le niveau d'énergie de déformation atteint (localement de l'ordre du millier par seconde dans la structure et de la dizaine de millier par seconde lors des impacts outils/pièces) ne provoque pas d'élévation significative de la température. Dans ce cas précis, l'énergie de déformation totale dans la pièce est du même ordre de grandeur que l'énergie dissipée par effet Joule. La dissipation visco-plastique, distribuée dans toute la pièce déformée, est donc négligée elle aussi.

### 2.1.2. *L'industrialisation de l'outil de simulation.*

Les cas élémentaires, représentatifs des procédés et des structures réelles (plaques, tubes en aluminium), ont permis de valider les modèles et hypothèses établis pour simuler la mise en forme électromagnétique. La validation expérimentale de la modélisation multi-physique est une étape incontournable. En effet, lorsqu'il s'agit de la compréhension d'un nouveau procédé de fabrication,

nous sommes souvent démunis face à la quantité de phénomènes physiques qui interagissent entre eux et qu'il faut identifier pour comprendre les mécanismes mis en jeu :

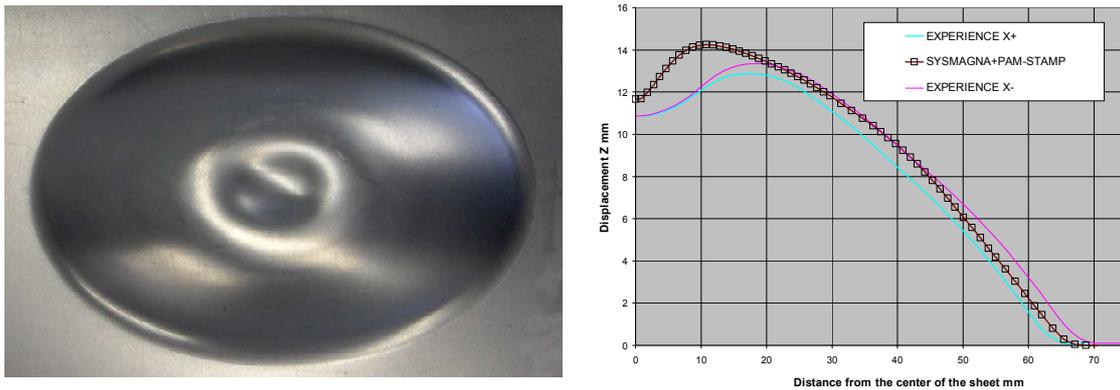
- le bilan des sollicitations vues par la structure doit être fait (sollicitations mécaniques, électromagnétiques, radiatives et chimiques) pour ne conserver que celles qui demeurent prépondérantes quant à l'objectif recherché,
- le comportement du matériau est lui-même une grande énigme. Les conditions de sollicitation, l'influence de la température, la durée des phénomènes nécessitent de caractériser le matériau en prenant en compte tous ces aspects,
- finalement, chaque nouvelle configuration induite par un changement de matériau ou des paramètres du procédé, des modifications de la géométrie et du positionnement des pièces ou de l'outillage, doit être l'occasion d'une nouvelle remise en question des hypothèses précédemment établies. Il est naturel de faire référence à l'expérience acquise lors de précédentes modélisations comme point de départ à une nouvelle simulation mais également risqué de ne pas avoir un regard critique sur les orientations choisies. Si le bilan des sollicitations et leur hiérarchisation sont bien fondés, si le comportement du matériau est judicieusement défini puis caractérisé, la généralisation des hypothèses peut se faire par confrontation numérique uniquement en testant par exemple la réponse du calcul en fonction d'un niveau de couplage : faible, séquentiel ou fort.

La généralisation de l'outil de simulation constitue donc l'une des étapes nécessaires à l'industrialisation de ce dernier. Dans le cas du procédé EMF, elle consiste à s'assurer de pouvoir traiter par la simulation numérique des configurations industrielles. Les possibilités de calculs électromagnétiques et mécaniques sont étendues aux structures tridimensionnelles. A titre d'exemple, le cas d'une plaque en aluminium AA6016 à mettre en forme dans une matrice ovale est présenté sur la **Figure I.9**. Cette forme est l'ébauche d'un renforcement destiné aux poignées de portières de voiture. Il est en effet délicat de déformer cette zone lors de l'emboutissage de la portière complète et l'utilisation du procédé EMF, lors d'une passe de finition, offre une possibilité intéressante.

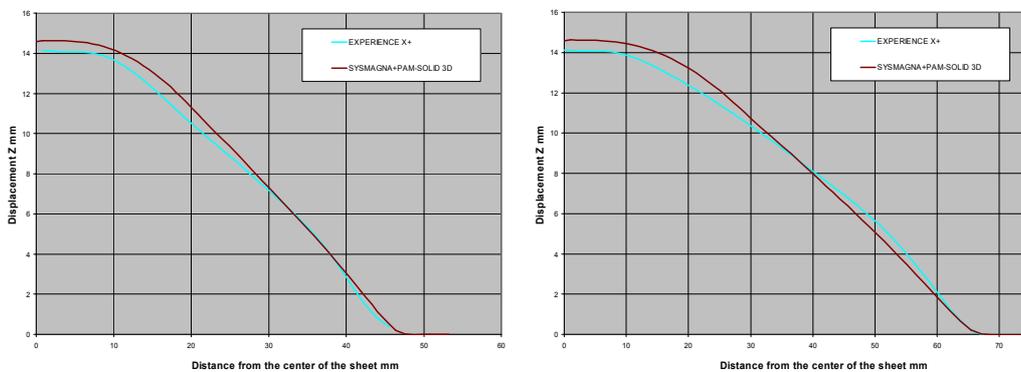


**Figure I.9** Images de la matrice et de l'inducteur dans le cadre d'une application industrielle

Poursuivons avec cet exemple qui illustre l'intérêt de la simulation numérique, qui par la réalisation de maquettes virtuelles, aide à la mise au point des paramètres du procédé. Deux énergies de décharge électrique ont été testées et comparées avec les résultats des calculs par éléments finis. Dans le cas de l'énergie la plus élevée, soit 2100 J, la forme finale n'est pas parfaite comme le montre la **Figure I.10**. L'énergie restituée à la plaque lors de son impact contre la matrice est trop importante et la déformée suite à ce rebond n'est pas conforme aux exigences de la conception. La **Figure I.11** montre que les résultats expérimentaux, qui permettent d'obtenir une bonne forme finale de la pièce avec une énergie de 1200 J, sont retrouvés par l'analyse numérique.



**Figure I.10** Cas avec énergie de 2100 J : La tôle déformée n'atteint pas la forme escomptée



**Figure I.11** Cas avec énergie de 1200 J : Déformée finale selon le grand axe et le petit axe ; comparaisons calculs/mesures

L'industrialisation d'un outil de simulation multi-physique tel que celui présenté ici doit être accompagnée d'une aide capitalisant l'expérience acquise dans le domaine. Des guides d'utilisation délimitant le cadre d'application du logiciel à partir d'exemples déjà traités, un soutien méthodologique traçant la marche à suivre pour réaliser un calcul adapté à l'objectif recherché sont autant de garanties pour la bonne conduite des simulations. Cette démocratisation de l'utilisation des logiciels de simulation numérique donnant accès à des fonctionnalités avancées doit être poussée plus loin si le logiciel est mis à disposition d'utilisateurs ne possédant pas de compétence particulière en modélisation numérique. Ainsi, l'interface homme-machine doit éluder le vocabulaire numérique pour laisser place à un langage métier lié au procédé modélisé et à la fonction de l'utilisateur. Cette démarche s'accompagne évidemment de la mise à disposition de solveurs robustes et performants qui permettent à l'outil informatique de répondre aux exigences d'efficacité qu'impose le contexte industriel.

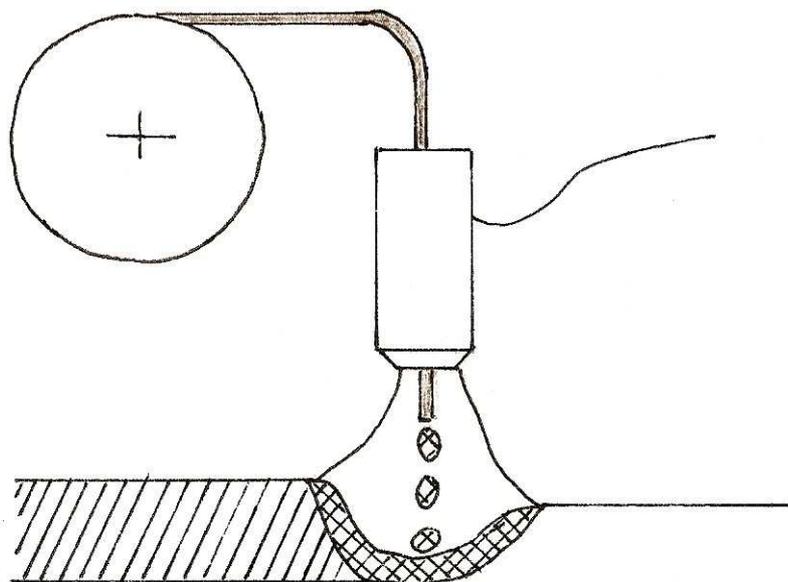
L'industrialisation réussie, la simulation numérique pourra répondre à diverses attentes en fonction des services concernés. Le service des méthodes pourra étudier la possibilité d'appliquer le procédé en testant virtuellement différentes conditions opératoires ainsi qu'analyser la capacité à produire des pièces en conformité avec le cahier des charges (coût et délai de fabrication) mais aussi en cohérence avec le dimensionnement fonctionnel des pièces (atteintes des congés, respect des épaisseurs...). Au niveau de l'ingénierie et plus précisément du bureau d'étude, il sera possible d'utiliser la simulation numérique très en amont de la conception en intégrant l'effet de l'état résiduel de fabrication pour le dimensionnement. Cet effort amont aidera également à la définition des contrôles de

qualité des pièces fabriquées en identifiant, par interprétation des résultats des calculs, les zones présentant des risques de défauts (plis, déchirures...).

## 2.2. Des niveaux de complexité différents selon les objectifs recherchés : le cas du soudage

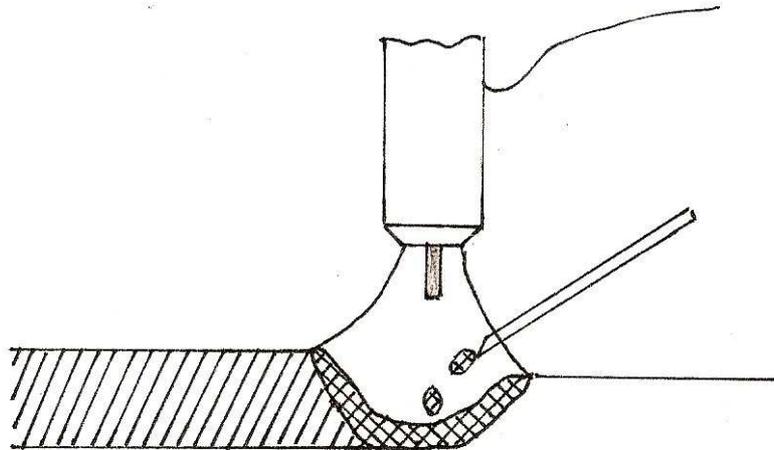
La révolution industrielle du XIX<sup>ème</sup> siècle fut l'occasion du premier assemblage métallique par fusion. L'essor industriel du soudage a ensuite été rendu possible grâce à la mise au point de puissantes sources d'énergie thermique et conduit au développement de nouveaux procédés comme l'oxy-soudage (flamme oxyacétylénique), le soudage par résistance, à l'arc électrique et plus récemment le soudage plasma, le soudage par faisceaux d'électrons et le soudage laser. Généralement, on distingue le soudage exécuté sans effort mécanique extérieur sur les éléments à assembler, qui exige toujours une élévation de la température au-delà de la température de fusion, du soudage exécuté avec effort où la liaison peut être obtenue à l'état solide comme le soudage par friction, par diffusion ou encore par friction malaxage (Friction Stir Welding ou FSW en anglais). La multiplicité de ces procédés confère au soudage un domaine d'applications quasi illimité, depuis la production de composants microélectroniques jusqu'à celle de pétroliers géants. Simplifiant les assemblages, cette technique offre les meilleures garanties de résistance mécanique, d'étanchéité et de continuité de la matière (thermique, électrique, magnétique...). Dans un premier temps nous pouvons rappeler quels sont les principaux procédés de soudage en présentant succinctement leur particularité. Le soudage conventionnel à l'arc électrique, pour lequel il existe de nombreuses variantes, est sans doute le plus répandu :

- Le soudage MIG (Metal Inert Gaz) ou MAG (Metal Active Gaz). Il s'agit d'un procédé semi-automatique puisque l'électrode fusible doit être déroulée avec une vitesse contrôlée afin d'assurer un débit de matière approprié (**Figure I.12**)



**Figure I.12** Illustration du procédé de soudage MIG

- Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) ou GTAW (Gas Tungsten Arc Welding en anglais) qui avec le soudage MIG demeurent l'un des procédés les plus utilisés pour générer des soudures continues. La particularité du soudage TIG et de ses dérivés est l'utilisation d'une électrode réfractaire en tungstène (**Figure I.13**). Cette dernière ainsi que la zone en fusion sont protégées contre la pollution et l'oxydation par une atmosphère inerte composée souvent d'argon ou d'hélium. En l'absence de métal d'apport, ce procédé produit une simple fusion des pièces à assembler au niveau du plan de joint, caractérisée par sa largeur et sa pénétration. Dès lors que l'épaisseur des pièces à souder devient importante, il est nécessaire de préparer le plan de joint en réalisant un chanfrein afin d'augmenter la pénétration et d'utiliser un métal d'apport qui peut être déposé en plusieurs passes selon la hauteur du chanfrein. Le fil d'apport est fondu directement au contact du bain de fusion dont le caractère mouillant conduit à des zones fondues larges et peu pénétrées. Le taux de dépôt qui permet de quantifier la productivité d'un procédé est donc 5 à 10 fois plus faible qu'un procédé avec électrode fusible. En revanche, l'absence de transfert de métal dans la colonne d'arc assure un comportement très stable de l'arc électrique et un excellent contrôle du bain fondu prévenant de ce fait l'apparition de défauts tels que les caniveaux, morsures ou autres projections de métal. Ainsi, ce procédé est particulièrement utilisé dans la construction aéronautique et nucléaire car il autorise des travaux de haute qualité et de grande précision.



**Figure I.13** Illustration du procédé de soudage TIG (électrode réfractaire) avec apport de matière

Pour tirer partie des avantages de chacun des procédés, il est possible de coupler deux procédés de soudage différents pour réaliser une même soudure. Il est alors question de soudage hybride : comme le soudage laser-TIG qui permet d'atteindre des profondeurs de pénétration plus importantes ou de préchauffer les bords du chanfrein pour accentuer la pénétration latérale. Dans le cas du procédé couplé FSW-laser, il sera possible d'assembler des matériaux plus durs par préchauffage laser du plan de joint avant malaxage.

La simulation du soudage est un exemple de procédé de fabrication qui, selon l'échelle d'analyse, requiert la mise en œuvre de modèles complexes nécessitant une connaissance approfondie des phénomènes étudiés. Nous nous focaliserons essentiellement sur la description des procédés de soudage à l'arc électrique majoritairement utilisés dans le domaine de la construction mécanique et sur le cas particulier du soudage par résistance par points qui constitue un procédé d'assemblage rapide et

économique grandement utilisé dans l'industrie automobile. Bien que succincte, la description du soudage à l'arc électrique qui précède offre un aperçu de la difficulté et de la complexité de la simulation du procédé lui-même : la formation de l'arc électrique, l'écoulement du plasma et leur interaction avec la genèse du bain fondu, son comportement à l'état fluide et lors de la solidification. Finalement, un procédé peut être caractérisé par une distribution spatio-temporelle surfacique et/ou volumique de puissance thermique. Cette quantité d'énergie et la façon dont elle se répartit dans la pièce est difficilement accessible de manière directe en raison de la complexité des phénomènes mis en jeu. En revanche, une instrumentation adaptée en thermocouples de la liaison à réaliser permet par méthode inverse de déterminer la distribution spatio-temporelle de la chaleur. La chaleur apportée par l'arc électrique est ensuite transférée à la structure à un rendement près, puis diffusée dans la pièce et évacuée au niveau des surfaces par convection et radiation. Les conséquences métallurgiques et mécaniques de l'opération de soudage sont indéniables ; les cycles thermiques vus en chaque point du composant peuvent conduire à des modifications de la microstructure même en dehors de la zone fondue et la présence de gradients thermiques explique également l'apparition des contraintes et déformations résiduelles.

### 2.2.1. La physique du bain fondu et son interaction avec l'arc électrique

[PERRY 00] dresse un état de l'art très détaillé des mécanismes de formation du bain fondu dans le cas du soudage TIG (Figure I.14). Ses analyses sont généralisables aux procédés de soudage à l'arc électrique et la compréhension des phénomènes ainsi que l'interprétation de leurs effets sont facilitées par l'absence de métal d'apport. Ainsi, la morphologie de la zone fondue, son volume, sa largeur et sa pénétration, sont conditionnés par le comportement de l'arc électrique (répartition de l'énergie dans l'arc et le plasma et rendement du aux pertes radiatives) et son interaction avec le bain fondu (pression d'arc, cisaillement aérodynamique du plasma) au cœur duquel des courants apparaissent sous l'effet de plusieurs facteurs :

- évolution de la tension de surface,
- convection naturelle (force de flottabilité),
- forces électromagnétiques ou force de Lorentz.

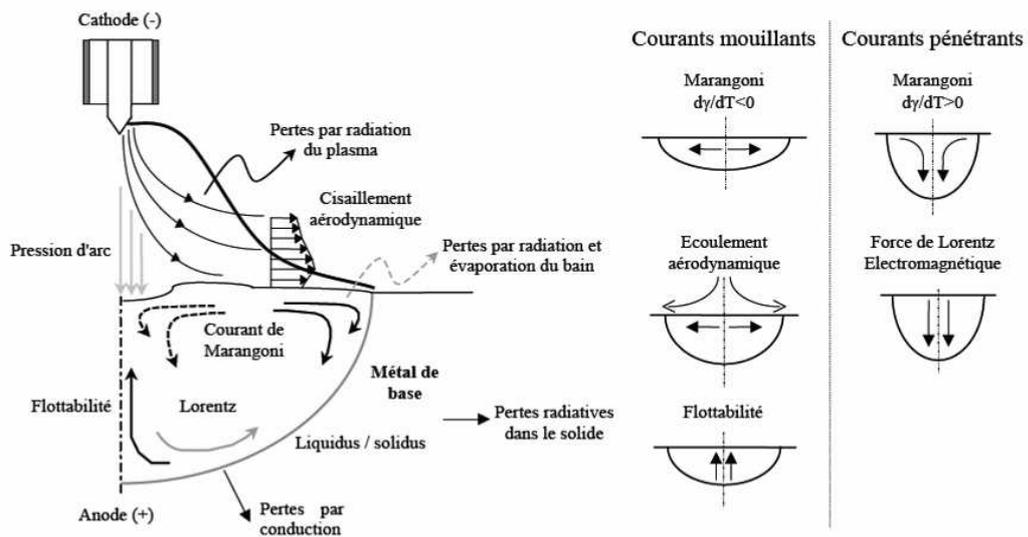
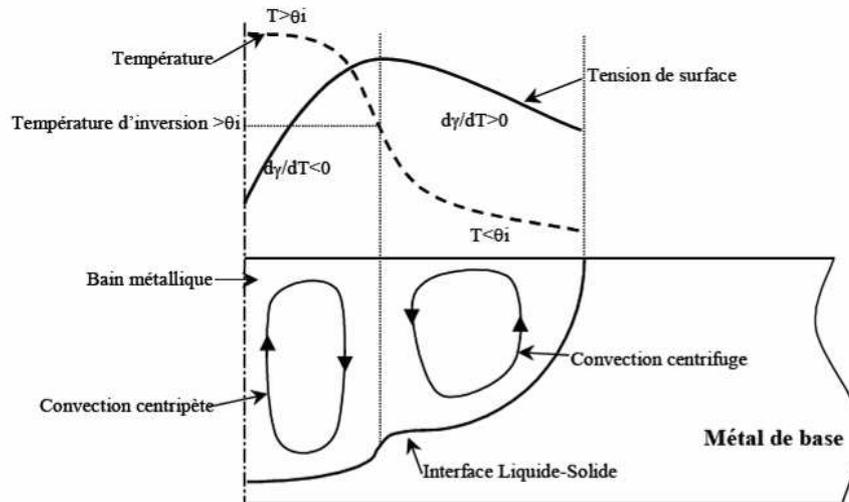


Figure I.14 Phénomènes mis en jeu lors de l'interaction entre l'arc électrique et le bain de fusion dans le cas du soudage TIG sans apport de matière [PERRY 00]

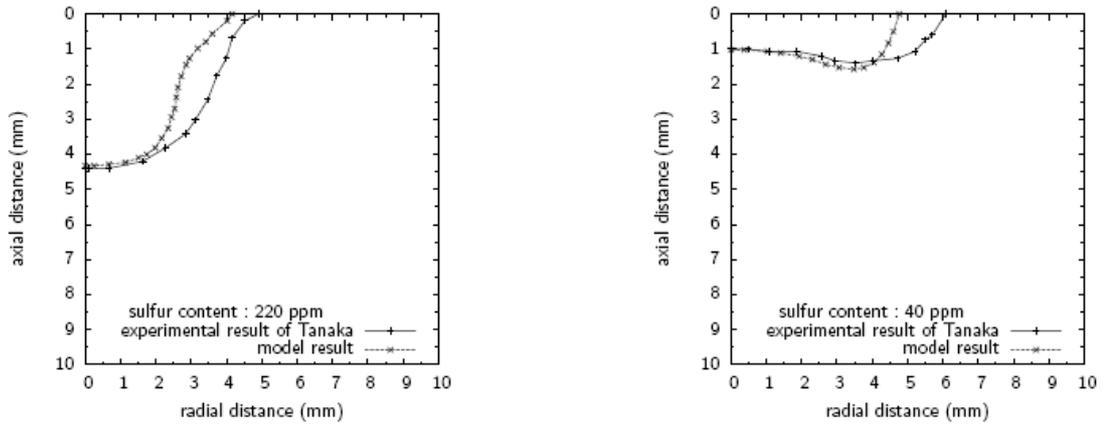
[ **TSAI 90**] et [ **DEBROY 95**] proposent une description assez complète des phénomènes physiques gouvernant le mouvement du métal liquide dans le bain de fusion. Les ouvrages plus généralistes de [ **RADAJ 92**] et [ **GRONG 97**] concernant le soudage et ses conséquences complètent ce premier aperçu. Les travaux réalisés dans le domaine de la fonderie ou dans le cadre de certains traitements thermiques sont également pourvoyeurs de modèles et de méthodes de simulation du comportement du métal fondu et en cours de solidification [ **DREZET 04**]. Les mouvements de convection qui s'opèrent dans le bain de fusion ont pour effet d'accélérer l'homogénéisation de la température à l'intérieur de ce dernier et de modifier la forme de la zone fondue. Dans le cas du soudage à l'arc, ils résultent principalement de la combinaison de tensions superficielles à la surface du bain et de forces électromagnétiques.

Les phénomènes de convection liés à la tension superficielle du bain fondu sont appelés courants de Marangoni. L'intensité de la tension de surface varie avec la température et conduit le métal fondu à se déplacer des régions à faible tension superficielle vers celles à haute tension superficielle. En général, pour les métaux purs tel que le fer, la variation de tension superficielle décroît lorsque la température augmente. La température maximale étant vue au centre du cordon, le métal fondu se déplace du centre du bain vers les bords : ces courants sont dits mouillants. Pour certains alliages, la présence d'éléments fortement tensioactifs comme le soufre, le sélénium ou encore l'oxygène dans une moindre mesure, peuvent engendrer une inversion du signe du gradient de tension de surface pour les températures les plus élevées. Dans ce cas, deux mouvements antagonistes du métal fondu au centre et au bord du cordon prennent place et engendrent une pénétration plus importante de la zone fondue en son centre : les courants deviennent pénétrants (**Figure I.15**).



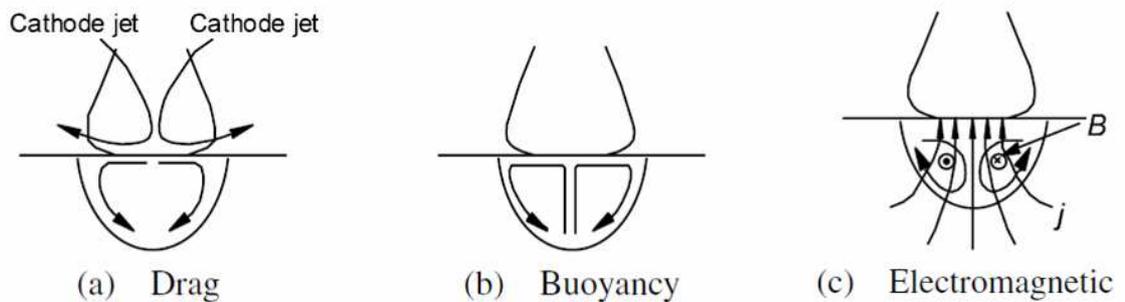
**Figure I.15** Inversion des courants de tension de surface en présence d'éléments tensioactifs [**PERRY 00**]

La concentration de ces éléments tensioactifs joue donc un rôle déterminant sur la morphologie des bains de fusion et explique la différence de soudabilité observée pour une même nuance d'acier provenant de coulées différentes [ **HEIPLE 82**], [ **HEIPLE 83**], [ **ZACHARIA 89**]. Ces mêmes auteurs confirment le rôle primordial joué par les courants de Marangoni par la mesure et l'estimation des vitesses mises en jeu de 0,12 m/s à plus de 1 m/s. [ **BROCHARD 09**] propose une modélisation numérique du soudage TIG et révèle à son tour l'influence majoritaire de la tension superficielle et confirme la prédictivité de son modèle unifié cathode, arc-plasma, bain fondu vis-à-vis de la présence d'éléments tensioactifs par confrontation avec des mesures (**Figure I.16**).



**Figure I.16** Comparaison des dimensions du bain fondu avec les mesures de [TANAKA 03] pour une intensité de soudage de 150A sur un acier inoxydable austénitique 304L (anode) avec deux concentrations en soufre différentes

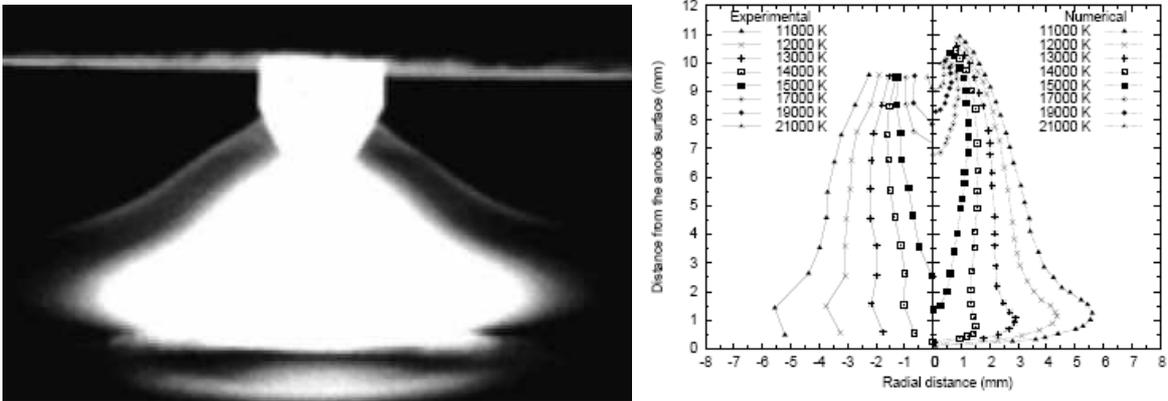
Les forces induites par les gradients de tension superficielle ne sont pas les seuls phénomènes à l'origine des mouvements de convection dans le bain fondu. Les forces de cisaillement aérodynamique du plasma sur la surface du métal liquide, les forces de flottabilité et les forces de Lorentz sont autant d'effets, parfois antagonistes, qu'il faut prendre en compte pour comprendre les mécanismes conduisant à une morphologie donnée de bain fondu (Figure I.17). L'intérêt de disposer d'un outil de modélisation du soudage à l'arc électrique est d'identifier les phénomènes impliqués pour une configuration de soudage (matériau, géométrie du chanfrein) et un jeu de paramètres procédé donnés (longueur d'arc, intensité du courant, gaz de protection) afin d'en quantifier l'influence et de hiérarchiser leur impact sur la formation du bain fondu. De tels outils facilitent la mise au point d'un procédé mais restent aujourd'hui d'une utilisation limitée en raison de la difficulté d'obtention des données d'entrée et de la complexité des configurations réelles de soudage (chanfrein, position, multi-matériaux...).



**Figure I.17** Courants induits par les forces de cisaillement aérodynamique (a), les forces de flottabilité (b) et les forces électromagnétiques (c) [TANAKA 03]

Il est très difficile aujourd'hui d'établir clairement des hypothèses de modélisation du procédé de soudage à l'arc électrique sachant que l'interaction arc-plasma-bain-pièce est très forte et que le développement des modèles multi-physiques dédiés reste encore confidentiel. A titre d'exemple, [PERRY 00] déclare que le cisaillement aérodynamique joue peu sur la morphologie du bain alors que [BROCHARD 09] montre que dans certaines configurations cet effet ne peut être négligé. Si le cisaillement aérodynamique du plasma favorise les courants mouillants, la pression d'arc développe la pénétration en diminuant l'épaisseur du film liquide qui joue un rôle d'isolant entre la source thermique et la pièce à

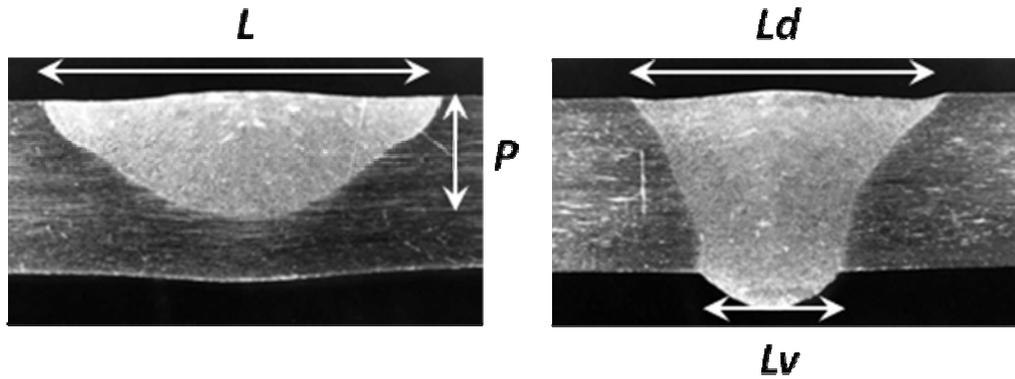
l'état solide. Pour des intensités faibles, la dépression créée par l'arc est quasi-inexistante. A mesure que l'intensité augmente, la profondeur de pénétration croît rapidement car l'épaisseur du film liquide diminue : la pression de l'arc est suffisante pour s'opposer aux forces de tension de surface et déformer le cordon à l'état liquide. Toutefois, l'instabilité de sa surface rend les conditions de soudage inacceptables pour les intensités les plus élevées en provoquant des défauts géométriques (caniveaux, cratères). De par la quantité d'effets antagonistes et la variabilité de leur influence dans la formation du bain fondu, il est clair que la sensibilité du modèle numérique qu'il faudra mettre au point pour simuler ces phénomènes sera aussi grande que la difficulté à définir un mode opératoire de soudage répondant à un cahier des charges exigeant du produit. Dans des configurations de soudage TIG multi-passes en chanfrein étroit, l'arc et le plasma rayonnent plus intensément avec la pièce et l'écoulement du plasma provoque des échanges par convection forcée avec les bords du chanfrein. La **Figure I.18** illustre les températures mises en jeu et la largeur du plasma en l'absence de parois latérales. Dans ces configurations très particulières où la nature du gaz protecteur joue un rôle important dans l'énergie d'arc et sa distribution dans la pièce, les approches en source de chaleur équivalente, ajustée à partir de thermocouples, demeurent la méthode directe la plus adaptée à l'estimation des contraintes et déformations résiduelles dans la pièce **[GABRIEL 06]**.



**Figure I.18** *Écoulement du plasma en soudage TIG et températures mise en jeu [BROCHARD 09]*

### 2.2.2. Les conséquences métallurgiques

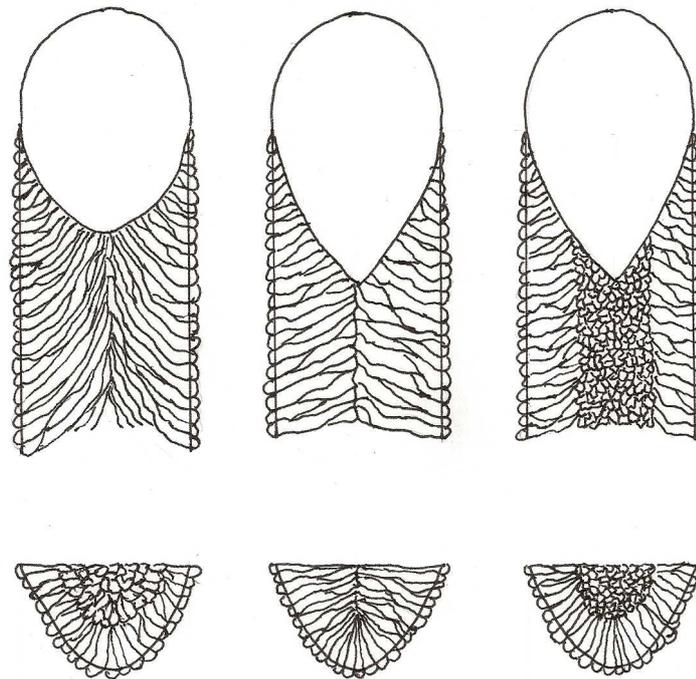
L'un des objectifs du soudeur est de mettre au point un procédé permettant d'atteindre la morphologie de cordon souhaitée. Ce travail s'accompagne souvent de contraintes supplémentaires liées à la diminution des coûts de production et à un accroissement de la productivité : augmentation du taux de dépôt pour le soudage multi-passes afin de réduire le nombre des passes, augmentation de la vitesse de soudage... Dans le cas d'une soudure non débouchante, l'objectif sera de faire tendre le ratio  $P/L$  entre la profondeur de pénétration et la largeur du bain fondu vers la valeur la plus grande possible pour un même niveau d'énergie. Pour une soudure débouchante, un ratio de la largeur de la zone fondue en face endroit sur la largeur du bain en face envers ( $L_d/L_v$ ) égal à 1 est une configuration optimale (**Figure I.19**).



**Figure I.19** Différentes morphologies de zone fondue sur un même matériau avec deux procédés de soudage TIG différents [PERRY 00]

Outre la morphologie du cordon de soudure, la structure de grain obtenue après solidification est une caractéristique importante qu'il convient de maîtriser car son rôle vis-à-vis du comportement mécanique du joint soudé est essentiel. Le glossaire, en annexe (Annexe 2 : Glossaire), expose une première notion des problématiques liées à la solidification, [KERR 92], [GRONG 97], [CLARKE 98] et [PERRY 00] complètent cet aperçu. Les cordons peuvent présenter plusieurs types de structures qui sont fonction de la forme du bain et des vitesses de soudage. Pour simplifier trois types de structures idéalisées sont présentées (Figure I.20) :

- Pour les vitesses de refroidissement lentes, la solidification du bain s'effectue par croissance épitaxiale à partir des grains présents en bordure de zone fondue. La croissance des grains orientés dans le sens des écoulements de la chaleur, c'est-à-dire perpendiculairement aux isothermes vers le point le plus chaud, est favorisée. Il s'agit d'une croissance compétitive formant une structure colonnaire.
- Pour des vitesses intermédiaires, les grains croissent toujours par épitaxie et se rejoignent au centre du cordon. Cette configuration est la plus défavorable, quant aux risques de fissuration à chaud : les solutés ségrégués lors de la solidification se retrouvent au centre du cordon où ils peuvent former un liquide à bas point de fusion (liquation). Il y a risque d'apparition de fissurations à chaud au cours de la solidification.
- Pour les vitesses de refroidissement les plus élevées, une structure mixte est observée. Elle conserve sur les bords une structure épitaxiale et témoigne au centre d'une structure équiaxe. Les grains centraux, sans orientation préférentielle, voient leur nucléation à partir d'une impureté de composition différente ou de fragments de dendrites arrachés par les mouvements de convection du bain au niveau du bord de la zone fondue. Les conditions thermiques sont également favorables à la croissance de structures équiaxes qui bloquent la progression de la structure colonnaire. Cette structure centrale est à privilégier, elle donne les meilleures caractéristiques mécaniques et limite la ségrégation au centre du cordon.



**Figure I.20** Structures de grain pour des vitesses de soudage croissantes de gauche à droite (coupes longitudinales et coupes transversales)

Si un balayage de l'arc éclectique et un brassage du bain fondu permettent d'affiner la structure de grain, d'autres transformations métallurgiques, à l'état solide, peuvent prendre place au niveau de la zone affectée thermiquement et modifier de façon encore plus remarquable le comportement mécanique de la liaison soudée. Les conditions de refroidissement rapide placent le matériau dans un état hors équilibre pour lequel les transformations générées peuvent être décalées à des températures plus basses [BRUNET 95]. La dureté des phases formées après austénitisation est mesurée en fonction des vitesses de refroidissement dans le cas d'un acier ferritique. Ces mesures mettent en évidence des propriétés mécaniques très différentes évoluant d'une phase ferrito-perlitique moins résistante mais plus ductile à une phase martensite dure mais fragile. L'évolution de la microstructure dans un acier dépend également des conditions d'austénitisation ce qui rend l'utilisation des diagrammes d'équilibre inadaptée à l'analyse des transformations métallurgiques dans des conditions de refroidissement industrielles. Les diagrammes T.R.C. (C.C.T. en anglais) sont constitués d'un ensemble de courbes de refroidissement tracées dans le système de coordonnées, logarithme du temps en abscisses et température en ordonnées, au sein duquel les zones de début et de fin de formation de chaque constituant obtenu sont repérées (Figure I.21). Une représentation sous forme de diagrammes T.T.T. (I.T. en anglais) offre une description encore plus fine des transformations hors équilibre mais dans des conditions isothermes cette fois.

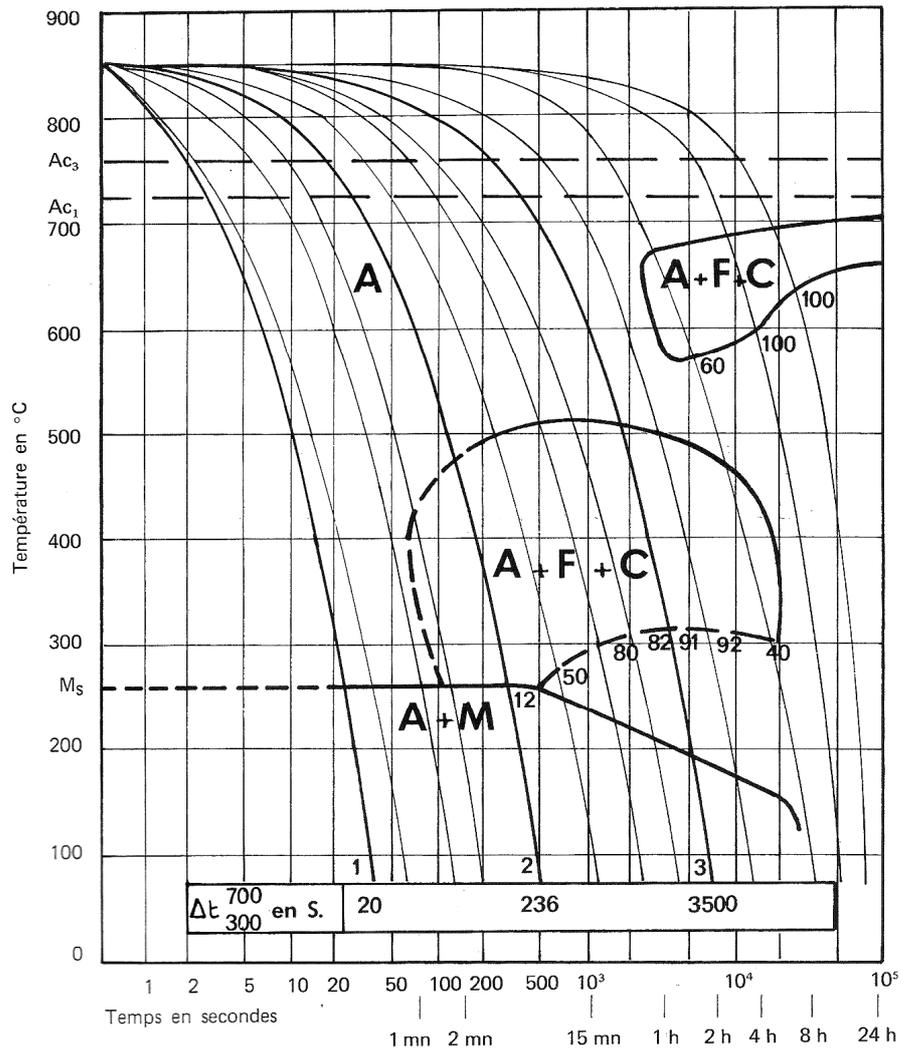


Figure I.21 Exemple de diagramme TRC [IRSID 74]

Des modèles phénoménologiques de cinétique de transformation existent pour les aciers [LEBLOND 84], [FERNANDES 85]. L'identification des paramètres de ces modèles est basée sur l'interprétation des diagrammes T.R.C. ou T.T.T. Pour les autres alliages métalliques des phénomènes similaires se produisent lors des cycles thermiques rapides : précipitation, mise en solution, recristallisation... Pour des transformations de type germination/croissance, les modèles dédiés aux aciers peuvent convenir pour représenter l'évolution de la microstructure. Toutefois, dans certains cas, des modèles plus spécifiques sont requis [SARRAZIN 95].

### 2.2.3. Les conséquences mécaniques

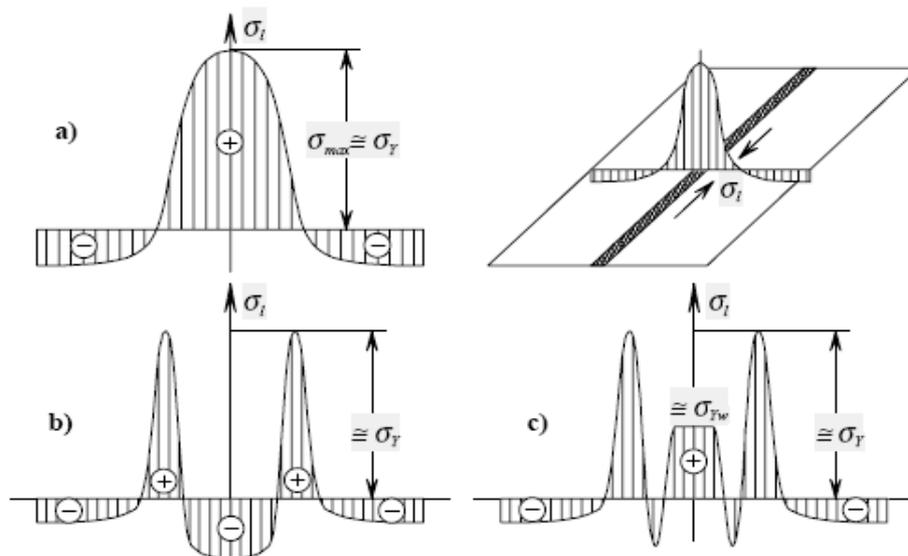
Les pertes de propriétés métallurgiques et mécaniques se situent souvent au niveau des zones soudées et peuvent être à l'origine de défaillances catastrophiques des structures. Ces dernières décennies, des efforts importants ont été déployés pour fiabiliser les procédés et établir des méthodes de contrôle des soudures. Dans ce contexte, la simulation numérique vient à jouer un rôle majeur avec l'industrialisation de codes de calcul capables de déterminer les contraintes et déformations résiduelles dans la soudure mais aussi dans les composants assemblés. Ces analyses numériques se révèlent très

pertinentes pour estimer le comportement de la structure en service en prenant en compte l'état résiduel de fabrication ainsi que pour étudier les conditions de propagation d'un défaut détecté ou postulé. A ce niveau, la simulation numérique ne concerne plus les soudeurs en charge de la fabrication mais s'adresse plutôt au bureau d'étude et d'ingénierie qui, dans ses analyses de dimensionnement du produit en phase de conception, devra prendre en compte les contraintes résiduelles pour l'estimation de la durée de vie en service.

Les contraintes résiduelles résultant du soudage sont auto-équilibrées en l'absence d'effort extérieur appliqué sur les pièces. Celles-ci sont donc nécessairement dues à l'apparition de zones déformées inélastiquement. Les phénomènes qui conduisent à ces déformations localisées au niveau du joint soudé sont principalement :

- les dilatations thermiques différentielles dues à la présence d'importants gradients de température et les retraits thermiques des cordons déposés,
- l'évolution des propriétés mécaniques du matériau et notamment la chute de la rigidité et de la limite d'élasticité des métaux à mesure que la température croît,
- l'évolution de la microstructure qui peut conduire à des modifications radicales du comportement mécanique en cycles thermiques rapides et même provoquer des changements de volume.

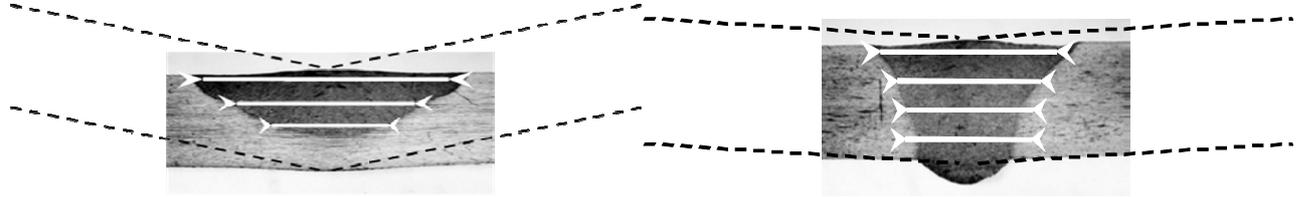
[PILIPENKO 01] schématise la distribution des contraintes longitudinales dans une section courante d'une soudure qui révèle des pics de contrainte relativement élevés en traction (**Figure I.22**). En plus de constituer une géométrie singulière dans certaines configurations (jonctions en T par exemple), ces zones vont dimensionner la tenue de vie en fatigue si des contraintes en fonctionnement préjudiciables viennent s'y adjoindre. Elles peuvent également constituer un site privilégié de dégradation par corrosion sous tension favorisant l'apparition de défauts macroscopiques.



**Figure I.22** Exemples de distributions des contraintes longitudinales pour différents matériaux : (a) acier doux, (b) acier de structure avec métal d'apport ferritique (c) avec métal d'apport austénitique

La **Figure I.23** illustre la problématique des déformations à l'échelle de la structure dans le cas particulier de la distorsion angulaire : le volume de la zone fondue et sa géométrie vont conditionner les déformations de la pièce soudée. Les déformations permanentes locales entraînent un déplacement d'ensemble de la structure qu'il faut maîtriser pour la mise au point du mode opératoire de soudage : problème d'alignement au cours du soudage, non respect des tolérances imposées par la conception... Pour des pièces de grandes dimensions, de longues soudures ou des chanfreins remplis en plusieurs passes, ces déformations peuvent avoir des conséquences très coûteuses en redressage ou ré-usinage. Le

soudeur cherchera alors à symétriser les géométries de cordon pour compenser les déformations induites par le procédé. Dans le cas d'un assemblage de plusieurs soudures, la séquence de dépôt des cordons se fera de manière à réduire les distorsions. Pour le soudage multi-passes bout-à-bout de deux plaques, des chanfreins en X seront préférés aux chanfreins en V pour le remplissage de la liaison.



**Figure I.23** *Distorsion angulaire amplifiée selon la morphologie de la zone fondue*

### 3. ENJEU DE LA MODELISATION MULTI-PHYSIQUE APPLIQUEE AU SOUDAGE

Selon les conditions de soudage et la composition du gaz protecteur, le transfert du métal dans l'arc peut se faire selon plusieurs modes : pulvérisation axiale, grosses gouttes, courts-circuits, courant pulsé facilitant la pulvérisation des gouttes. Ceci permet de souder suivant différentes positions de l'électrode vis-à-vis de la structure et peut conduire à des résultats en termes de pénétration, rendement ou projection très différents. Cette simple énumération des conditions de transfert du matériau d'apport illustre bien la complexité des phénomènes impliqués au cours du procédé dont la compréhension et la modélisation demeurent au carrefour des sciences fondamentales et appliquées même si depuis quelques années, sous l'impulsion des industriels, des axes de développement sont clairement orientés sur cette problématique. Le projet MUSICA I (période 2006-2008), coordonné par le CEA et regroupant AREVA NP, CETIM, Institut de Soudure, ESI Group et leurs partenaires universitaires, propose de faire le lien entre la physique du bain fondu et les conséquences thermo-métallurgiques et mécaniques de l'apport de chaleur dans la pièce soudée. L'ensemble des analyses menées dans le cadre du travail de recherche présenté ici sera toutefois basé sur des approches plus conventionnelles en sources de chaleur équivalentes ajustées à la nature du procédé. Ces méthodes accompagnées d'une modélisation phénoménologique des transformations de phase et macroscopique des conséquences mécaniques ont montré leur pertinence en terme de prédiction des distorsions [MARTIN 09] et des contraintes résiduelles [DEVAUX 00], [GILLES 06]

Deux axes complémentaires semblent aujourd'hui se dessiner pour améliorer la prédiction des simulations numériques du soudage. Le premier concerne la simulation du procédé lui-même, avec le couplage multi-physique des phénomènes qui interagissent entre la pièce, le bain de fusion et la source d'énergie (couplage magnétohydrodynamique dans le cas du soudage à l'arc électrique). Pour être exploités industriellement, ces modèles de simulation numérique devront être généralisables à toute variante du procédé de soudage et permettre une caractérisation expérimentale ou une détermination physique des données qui régissent le comportement de la matière aux températures impliquées. Outre le comportement du métal en phase liquide, la génération de la structure de grain lors de la solidification semble un point important à simuler pour déterminer virtuellement la qualité d'une soudure. La modification de la microstructure à l'état solide relève plutôt du second axe de développement de la simulation numérique du soudage qui concerne la détermination ses conséquences métallurgiques et mécaniques sur l'intégrité des composants. La microstructure conditionne l'évolution des propriétés mécaniques du matériau et dans certains cas, l'état des contraintes internes et des déformations de la matière modifient les cinétiques d'évolution de la microstructure [VEAUX 03]. La compréhension des phénomènes microstructuraux qui s'opèrent lors des cycles de chauffage/refroidissement dans les alliages métalliques et leur impact sur l'état résiduel de fabrication des pièces devra être améliorée par l'utilisation de modèles plus physiques.

Dans tous les cas, les modèles mis au point devront être validés par confrontation avec des mesures ou des observations réelles. C'est pourquoi le développement de la simulation numérique des procédés de fabrication dans un contexte industriel sous forme d'outil d'expertise dédié, basée sur des méthodes simplifiées et robustes, n'est possible qu'avec le concours de méthodes de mesures efficaces et pertinentes. Les deux aspects, calcul et mesure, parfois mis en concurrence lors de comparaisons, sont pourtant indissociables. En effet quand la mesure est exigée, la simulation peut apporter un crédit à ces valeurs et lorsque la mesure n'est plus possible, la simulation permet de compléter le tableau.



## *Chapitre II*

# **II - LES OUTILS DE SIMULATION NUMERIQUE ET LES METHODES DEDIES A LA MODELISATION DES PROCEDES HAUTES TEMPERATURES**

---

L'opération de soudage consiste à créer une liaison mécanique entre deux composants qui peuvent être constitués de matériaux hétérogènes. Selon le type de liaison à réaliser, la nature des matériaux, la géométrie des pièces, la qualité des soudures (pénétration, forme, aspect...), le bilan énergétique du procédé ou encore la cadence de fabrication, la nature du procédé utilisé diffère. Généralement, la liaison se crée par dépôt d'un métal fondu au niveau du plan de joint. Après dilution et solidification avec le métal de base, une liaison mécanique continue est constituée en cherchant à lui conférer les mêmes qualités de solidité et de résistance que chacun des constituants. D'autres procédés de soudage permettant l'assemblage à l'état solide comme le soudage par friction, le soudage par friction-malaxage (Friction Stir Welding ou FSW en anglais), le soudage par diffusion ou encore le soudage par impulsion magnétique existent. Ces derniers, bien que tendant à se développer, notamment le FSW dans le domaine aéronautique [THOMAS 91], [THOMAS 93], demeurent toutefois moins utilisés que les premiers cités.

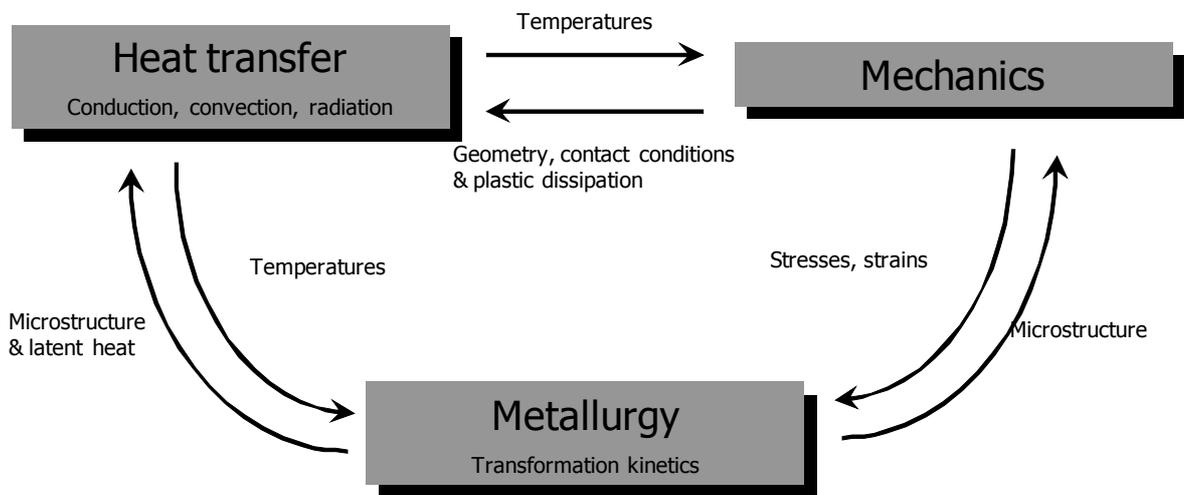


Figure II.1 Interactions entre les différents phénomènes physiques au cours du soudage

Le diagramme de la **Figure II.1** permet de représenter de manière non exhaustive les phénomènes physiques impliqués pour la plupart des procédés listés. Ainsi, l'aspect thermique représente le cœur de ce diagramme. En effet, dans le cas du soudage d'un acier, les phénomènes à considérer découlent des cinétiques de chauffage et de refroidissement de la pièce et de la présence de gradients thermiques importants à proximité de la soudure :

- modification de la microstructure (restauration, recristallisation, mise en solution ou formation de nouvelles phases métallurgiques),
- changement de volume lié aux modifications de microstructure,
- plasticité de transformation,
- présence de gradients thermiques induisant des incompatibilités de déformation liées à la dilatation thermique différentielle,
- influence de la microstructure formée sur le comportement mécanique.

Ces effets thermiques et leurs conséquences sont également retrouvés dans la plupart des procédés hautes températures tels que les traitements thermiques par exemple. Les modèles établis dans ce chapitre sont donc généralisables, moyennant quelques adaptations, à la plupart des procédés hautes températures mettant en œuvre des matériaux métalliques.

## 1. METHODES DE RESOLUTION DES PROBLEMES THERMIQUES

### 1.1. Sources de chaleur équivalentes pour la simulation du soudage

Selon le procédé de soudage utilisé, la source de chaleur n'est pas générée de la même manière. Dans le cas du soudage laser, la source laser est concentrée par un système optique au niveau du plan de joint pour former un capillaire de vapeurs métalliques (ou keyhole en anglais) dont les parois sont tapissées de métal liquide en fusion. Le bain de fusion ainsi créé est déplacé avec le mouvement du faisceau et le métal liquide se solidifie à nouveau après le passage du faisceau assurant de ce fait la continuité mécanique entre les pièces. Pour le soudage par faisceau d'électrons, c'est l'énergie d'impact des électrons sur le matériau à souder qui provoque également la formation d'un keyhole. Ces deux procédés sont dits à haute densité d'énergie car cette dernière se focalise au niveau du plan de joint sur une largeur très courte, générant un cordon de soudure étroit et pénétrant. Dans le cas du soudage à l'arc électrique, il a été montré, en introduction, la difficulté de relier l'énergie absorbée par la pièce au niveau du cordon à celle développée par l'appareil à souder qui est directement dépendante des paramètres opératoires du procédé. En effet, dans ce cas particulier qu'est le soudage conventionnel à l'arc électrique, la modélisation du bain fondu nécessite de représenter les effets combinés de la gravité, de la pression hydrostatique, des forces électromagnétiques, des rayonnements thermiques, de la viscosité du fluide ; ce qui montre la complexité du phénomène à étudier. Pour le cas encore plus spécifique du soudage par friction-malaxage ou FSW pour lequel la température de fusion n'est pas atteinte ou du soudage par résistance par points dont l'énergie provient directement de la puissance électrique dissipée par effet Joule, certains travaux montrent que l'apport de chaleur peut aujourd'hui être correctement modélisé à partir des conditions opératoires. Pour s'affranchir des difficultés de cette modélisation qui requiert une connaissance physique fine du matériau en fusion, une approche inverse est fréquemment utilisée pour représenter l'apport de chaleur d'un procédé. Cette seconde approche consiste à calibrer les paramètres d'un modèle non-prédictif de distribution de puissance thermique dans la pièce en fonction de données observables ou mesurées. Les applications présentées par la suite concerneront uniquement cette représentation du procédé sous forme d'une source de chaleur équivalente. Cette technique demeure extrêmement efficace dans sa mise en œuvre pour l'estimation des déformations et contraintes résiduelles dans l'attente de modèles prédictifs liés à la simulation du procédé.

La simulation numérique des transferts thermiques par la méthode des éléments finis [ZIENKIEWICZ 77] ne revêt plus de difficultés particulières dès lors que les propriétés thermo-physiques des matériaux comme la conductivité thermique, la chaleur spécifique et la masse volumique sont connues sur la plage de température considérée et que l'apport de chaleur du procédé par l'intermédiaire du terme de source chaleur interne a été déterminé par modélisation ou par méthode inverse [BERGHEAU 05]. Les transferts de chaleur dans un milieu solide sont gouvernés par les équations suivantes :

$$\rho \frac{dH}{dt} - \text{div}(\lambda \text{ grad } \theta) - Q = 0 \quad (\text{II.1})$$

$$\begin{aligned} \lambda \text{ grad } \theta \cdot n &= q(\theta, t) & \text{sur } \partial\Omega_q \\ \theta &= \theta_p(t) & \text{sur } \partial\Omega_\theta \end{aligned} \quad \partial\Omega = \partial\Omega_q \cup \partial\Omega_\theta \quad (\text{II.2})$$

où  $\rho$ ,  $H$ ,  $\lambda$ ,  $\theta$  représentent respectivement la densité, l'enthalpie, la conductivité thermique et la température. Dans l'équation (II.1),  $Q$  représente une source de chaleur interne. Dans l'équation (II.2),

$n$  est le vecteur normal sortant de  $\partial\Omega$  et  $q$  est une densité de flux de chaleur qui peut dépendre de la température et du temps pour représenter des phénomènes de convection ou de rayonnement en surface alors que  $\theta_p$  correspond à une température connue imposée. L'apport de chaleur peut être représenté par une source interne de chaleur ou par une densité de flux de chaleur. Une source de chaleur en forme de deux demi-ellipsoïdes a ainsi été proposée par [GOLDAK 84] pour modéliser l'apport de chaleur associé aux procédés de soudage à l'arc électrique avec ajout de matière (Figure II.2 a). Pour modéliser le soudage à haute densité d'énergie (faisceau d'électrons par exemple), une source volumique gaussienne à décroissance linéaire dans l'épaisseur (Figure II.2 b) est recommandée. Il doit cependant être signalé que la modélisation de l'apport de chaleur, même à l'aide de formes de source prédéfinies, n'est jamais facile et nécessite souvent un recalage sur des données expérimentales comme les cycles thermiques et ou les dimensions de la Z.A.T. [EL-AHMAR 07].

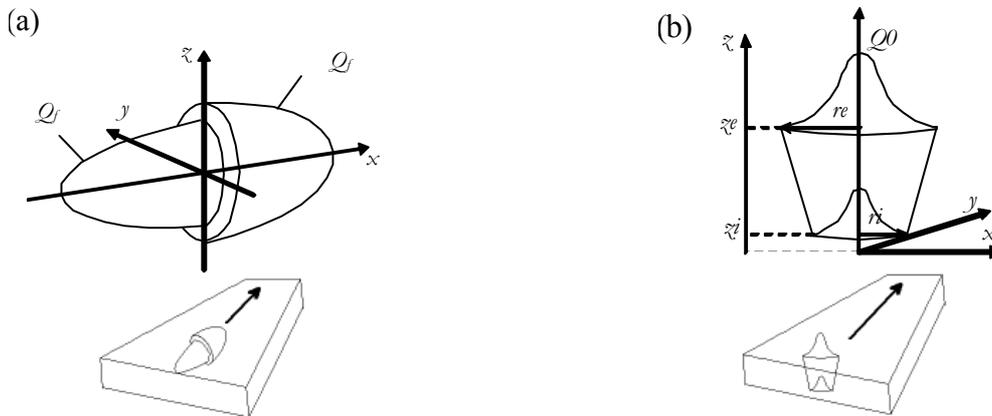


Figure II.2 Modélisation de l'apport de chaleur (a- source interne en deux demi-ellipsoïdes – b- source gaussienne à décroissance linéaire dans l'épaisseur)

Pour réaliser un tel ajustement, il semble que l'essentiel, pour l'estimation des contraintes et déformations résiduelles, soit de respecter le bilan énergétique du procédé, c'est-à-dire la quantité d'énergie thermique transmise à la pièce, ainsi que la forme des gradients de température au niveau de la liaison. Si des transformations métallurgiques dépendant des cycles thermiques interviennent, comme c'est le cas pour les aciers, il faudra en plus s'assurer de retrouver les bonnes vitesses de refroidissement. Des mesures de micro-dureté dans la section transversale au sens de soudage permettent d'identifier la nature des phases formées ce qui donne une indication supplémentaire sur les vitesses de refroidissement mises en jeux et les dimensions des Z.A.T. (Figure II.3).

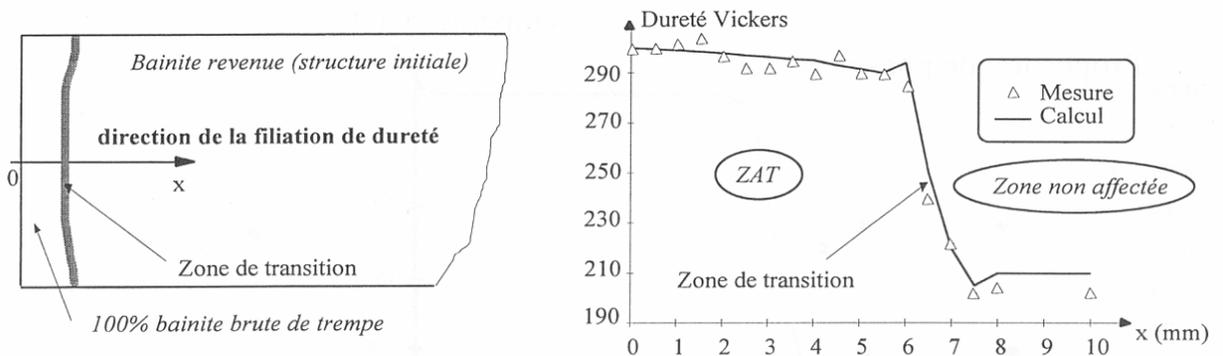


Figure II.3 Profil de dureté selon une section transversale d'une soudure par faisceau d'électrons dans un acier ferritique présentant des transformations métallurgiques [CONSTANTINI 96]

Evidemment l'instrumentation en thermocouples et les analyses destructives (macrographies, profils de dureté) sont une contrainte forte à ce type d'approche ; mais à l'issue de la qualification d'un mode opératoire de soudage ce sont des données qui sont souvent disponibles et qui peuvent être reconduites pour un même procédé et un matériau identique à partir d'essais sur maquettes. La mesure des micro-duretés est facile et fiable. La mesure de température avec thermocouples est parfois plus délicate à réaliser et à interpréter de par sa nature intrusive qui perturbe localement les transferts thermiques dans la structure.

## 1.2. L'électromagnétisme comme source de chaleur

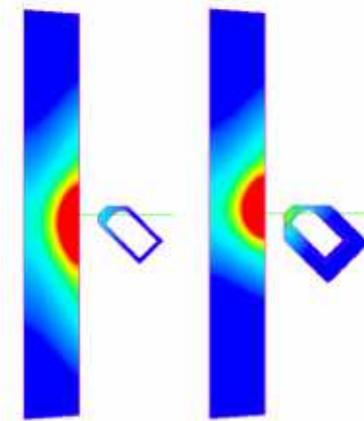
Tout corps électriquement conducteur est le siège de courants induits, dits aussi courants de Foucault, lorsqu'il est soumis à un champ électromagnétique variable dans le temps (Annexe 1 : Modélisation des phénomènes électromagnétiques par la méthode des éléments finis). La circulation des courants induits dans le matériau résistif entraîne par effet Joule une élévation de la température dans la pièce en particulier dans la zone des courants induits de forte densité. L'élévation de température dans la pièce varie, plus ou moins rapidement, en fonction de l'amplitude du courant excitateur et, par conséquent, des courants induits qui se concentrent en périphérie de la pièce sur une profondeur qui dépend de la fréquence du courant. Ce phénomène est appelé effet de peau. La profondeur  $e$  affectée par des courants de forte densité peut être déterminée en première approximation par la relation (II.3) où  $f$  représente la fréquence du courant excitateur,  $\mu$  la perméabilité magnétique et  $\sigma$  la conductivité électrique.

$$e = \sqrt{\frac{1}{\pi \cdot f \cdot \mu \cdot \sigma}} \quad (\text{II.3})$$

### 1.2.1. Le chauffage par induction

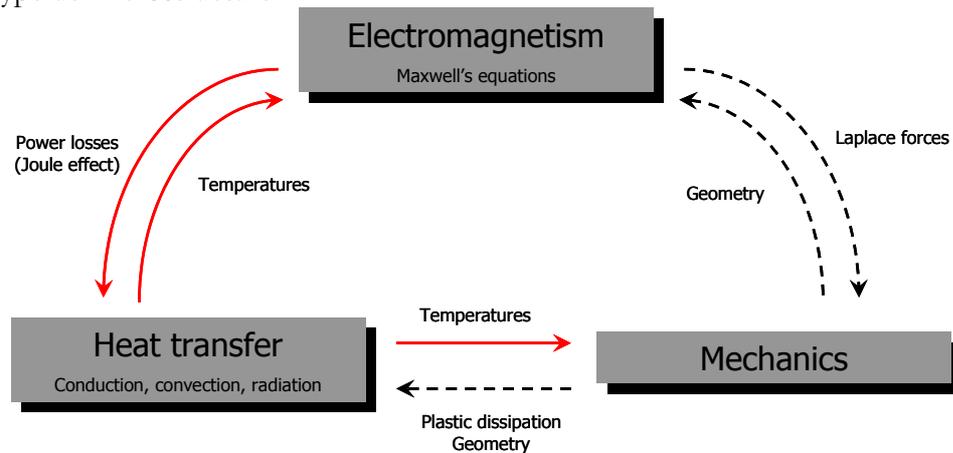
Les avantages du chauffage par induction sont nombreux : une zone de chauffage contrôlée, une vitesse de chauffage qui peut être extrêmement rapide, un chauffage direct de la pièce qui confère un excellent rendement au procédé. La très bonne reproductibilité des conditions de chauffage en lien avec la puissance électrique, la fréquence du courant et la position des inducteurs par rapport à la pièce est assurée par la maîtrise de ces paramètres. De nombreuses applications utilisent l'induction comme mode de chauffage ; parmi celles-ci figure le traitement thermique superficiel. Le chauffage par induction à fréquence élevée permet de concentrer la puissance dissipée en surface. La phase de chauffage est suivie d'une phase de refroidissement brutal appelée trempe. Dans le cas des aciers, le traitement thermique superficiel permet d'améliorer la tenue mécanique en augmentant localement la résistance mécanique du matériau via des transformations métallurgiques appropriées dans la Z.A.T. et dans la plupart des cas l'apparition de contraintes résiduelles de compression en peau prolongera la durée de vie en fatigue de la pièce traitée. Une autre application qui s'appuie sur le chauffage par induction est le soudo-brasage. Un insert à plus bas point de fusion est positionné entre les deux parties métalliques à assembler. Ce dernier est chauffé par induction jusqu'à ce que sa fusion provoque après refroidissement l'assemblage de la pièce par collage. Comme pour le procédé EMF, la principale difficulté dans la mise au point du procédé de chauffage par induction est le réglage des paramètres opératoires (courant, fréquence) et la conception du ou des inducteurs ; l'objectif étant d'obtenir les caractéristiques mécaniques requises dans le composant dans le cas de la trempe ou d'assurer la qualité de l'assemblage dans le cas du soudo-brasage. Une étude analytique ne permet pas de déterminer ces paramètres pour une pièce de géométrie complexe composée d'un matériau dont les caractéristiques

physiques sont fortement non-linéaires. La **Figure II.4** montre deux champs de température différents obtenus par simulation numérique à la fin du chauffage avec un inducteur simple et un inducteur revêtu d'un concentrateur de champ. La démarche de qualification du procédé peut consister à réaliser de prototypes virtuels en nombre limité afin de définir les paramètres du procédé à partir de simulations numériques par éléments finis.



**Figure II.4** Répartition de la température dans la section d'un tube chauffé par des inducteurs de conception différentes (sans et avec concentrateur de champ)

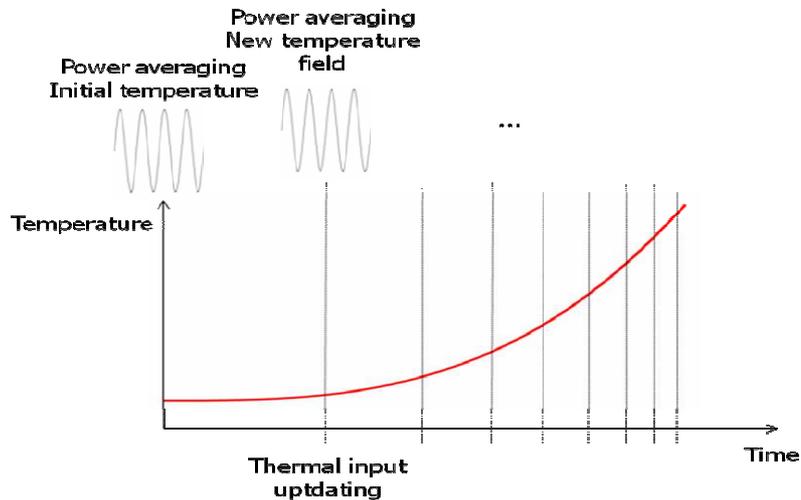
La simulation numérique par éléments finis d'un procédé de traitement thermique superficiel par induction est composée de deux calculs successifs. Le premier nécessite la prise en compte du couplage entre les problèmes magnétodynamique et thermique voire thermo-métallurgique si le matériau subit des modifications de microstructure. En effet, les phénomènes physiques interagissent fortement, car d'une part les propriétés électromagnétiques non-linéaires dépendent de la température, et d'autre part, la puissance dissipée par effet Joule agit comme une source de chaleur interne (terme  $Q$  dans l'équation (II.1)). Les résultats de cette première simulation servent ensuite à définir l'évolution de la température en chaque point de la structure pour l'analyse mécanique. Ce second calcul permet de prendre en compte les caractéristiques mécaniques thermo-dépendantes comme l'illustre la **Figure II.5**. Dans le cas des alliages subissant des transformations métallurgiques, les propriétés mécaniques peuvent également dépendre du type de microstructure.



**Figure II.5** Interactions entre les différents phénomènes physiques (chauffage par induction)

Pour obtenir les grandeurs électromagnétiques à tout instant, la méthode la plus précise consiste à intégrer dans le temps les équations régissant le problème, donc à effectuer un calcul transitoire. Afin de

représenter correctement l'évolution temporelle du champ magnétique et des courants induits, les incréments de pas de temps doivent permettre d'échantillonner de manière suffisante le signal sinusoïdal. A titre d'exemple, pour une fréquence de 10 kHz (couramment employée pour le chauffage par induction), la durée d'une période est de 100  $\mu$ s ce qui conduit à des pas de temps de l'ordre de quelques  $\mu$ s. Pour un traitement thermique d'une minute, le nombre d'instantanés à calculer serait de plusieurs dizaines de millions ce qui n'est pas raisonnable en termes de durée de calcul. De plus il a été montré au travers du procédé EMF (chapitre I - 2.1.1) que le temps caractéristique de diffusion thermique est supérieur à plusieurs centaines de  $\mu$ s. Dans ce cas, il apparaît clairement que le couplage fort des équations régissant l'électromagnétisme et l'équation de la chaleur n'est pas judicieux. La meilleure stratégie de couplage consiste à moyennner la puissance dissipée par effet Joule sur quelques périodes en post-traitant un premier calcul électromagnétique puis à injecter ce terme comme source de chaleur interne dans l'analyse thermique conduite avec des pas de temps bien plus grands. Il s'agit ensuite d'actualiser le terme de source de chaleur par un nouveau calcul électromagnétique prenant en compte l'évolution des caractéristiques électromagnétiques avec la température dès lors que la température évolue de manière significative comme le montre la **Figure II.6**. Cette démarche est facilitée en l'absence de variable d'histoire dans l'analyse électromagnétique.



**Figure II.6** Principe du couplage électromagnétique et thermique

### 1.2.2. Cas particulier de l'électrocinétique

L'élévation de la température peut être obtenue de manière directe par passage d'un courant dans un milieu hautement résistif, c'est le cas du soudage par résistance par points. Pour ce procédé, les effets magnétiques, comme l'effet de peau, sont en général négligés en raison des faibles fréquences du courant mis en jeu. Cet effet n'est, de toute façon, pas recherché bien au contraire car comme le montre la **Figure II.7**, l'objectif de ce mode d'assemblage est de créer une liaison au centre des tôles et la distribution d'une partie du courant sur les bords serait défavorable à la formation d'un point de fusion de dimension acceptable.

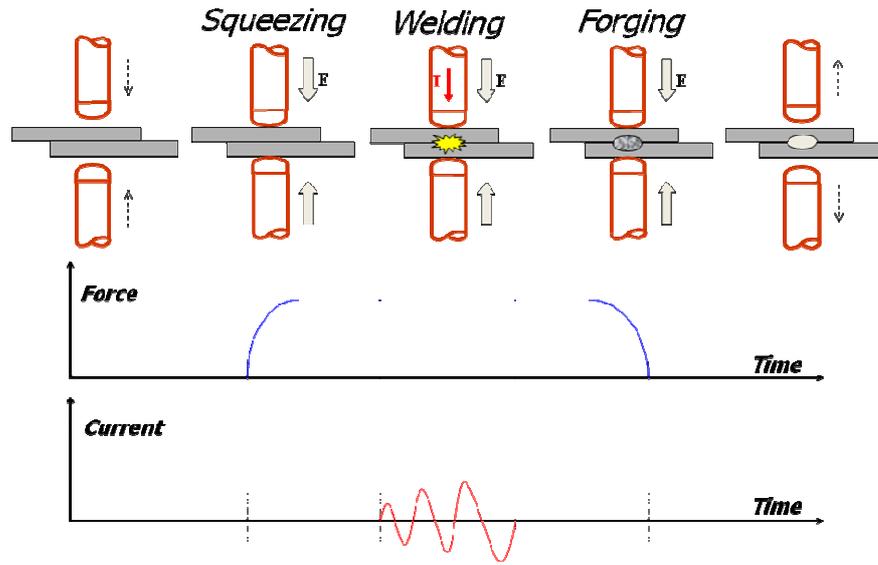


Figure II.7 Illustration des différentes phases d'une opération de soudage par résistance par points

En raison de sa facilité de mise en œuvre, de sa forte productivité et de la qualité de la liaison mécanique offerte, le soudage par résistance par points est un procédé largement utilisé dans l'industrie automobile pour l'assemblage en grande série de composants de faible épaisseur. Il peut être décliné en d'autres applications pour lesquelles la fusion de la zone de liaison est également obtenue par chauffage par effet Joule, le courant n'étant pas forcément apporté par une paire d'électrodes : soudage à la molette, upset shape welding... Une pression est maintenue au cours du soudage pour assurer le contact entre les pièces et pour stabiliser leur position. L'application puis le maintien après passage du courant de la pression (phase de forgeage) permet de garantir également une soudure sans porosité excessive après solidification. Il faut toutefois veiller à ce que l'indentation sur les surfaces supérieures des tôles du fait de l'écoulement du matériau à haute température sous l'effet de la pression des électrodes ne réduise pas de manière trop importante l'épaisseur au niveau du point. Dans certains cas l'effort appliqué pour assurer le contact (assemblage d'embouts, de tubes) conduit à des déformations à chaud qui peuvent être assimilées à de la mise en forme.

Dans le cas du soudage par résistance, seuls les phénomènes électriques gouvernés par un modèle électrocinétique sont modélisés (II.4), (II.5).

$$\operatorname{div}(\sigma \cdot \overrightarrow{\operatorname{grad}}(V)) = 0 \quad (II.4)$$

$$\begin{aligned} \sigma \operatorname{grad} V \cdot n &= j(t) & \text{sur } \partial\Omega_j \\ V &= V_d(t) & \text{sur } \partial\Omega_V \end{aligned} \quad \partial\Omega = \partial\Omega_j \cup \partial\Omega_V \quad (II.5)$$

La conductivité électrique peut dépendre de la température. En incluant l'effet Joule comme source de chaleur interne à l'équation (II.1), il vient :

$$\rho \frac{dH}{dt} - \operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} \theta) - \operatorname{grad} V \cdot \sigma \cdot \operatorname{grad} V = 0 \quad (II.6)$$

L'application de la méthode des éléments finis aux équations (II.4) et (II.6) respectant les conditions aux limites (II.2) et (II.5) conduit à résoudre le système d'équations non linéaires suivant :

$$\begin{cases} \Psi_V(\theta, V) \\ \Psi_\theta(\theta, V) \end{cases} = \begin{cases} \mathbf{R}_V(\theta, V) \\ \mathbf{R}_\theta(\theta, V) \end{cases} = \begin{cases} 0 \\ 0 \end{cases} \quad (II.7)$$

avec

$$\{\mathbf{R}_V\} = \mathbf{A}_{\text{elements}} \{\mathbf{R}_V^e\} \quad \{\mathbf{R}_\theta\} = \mathbf{A}_{\text{elements}} \{\mathbf{R}_\theta^e\} \quad (II.8)$$

$$\begin{aligned} \{\mathbf{R}_\theta^e\} &= \int_{\partial\Omega^e \cap \partial\Omega_q} [N^e]^T q \, ds - \int_{\Omega^e} [N^e]^T \rho \frac{dH}{dt} \, dv \\ &+ \int_{\Omega^e} [\text{grad}N^e]^T \cdot \lambda \cdot \text{grad}\theta \, dv \\ &- \int_{\Omega^e} [N^e]^T \text{grad}V \cdot \sigma \cdot \text{grad}V \, dv \end{aligned}$$

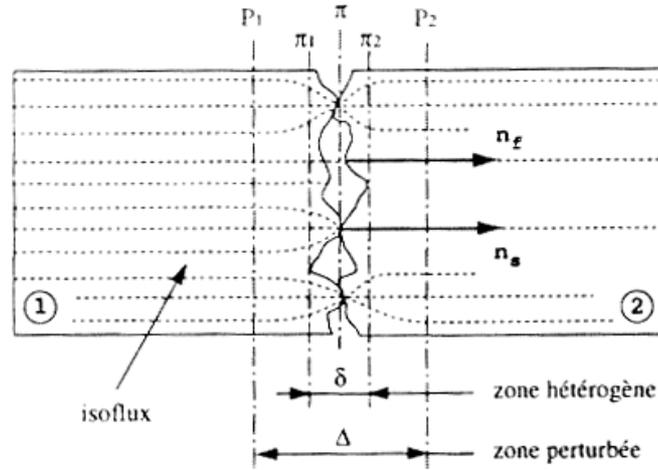
$$\begin{aligned} \{\mathbf{R}_V^e\} &= \int_{\partial\Omega^e \cap \partial\Omega_j} [N^e]^T j^d \, ds \\ &- \int_{\Omega^e} [\text{grad}N^e]^T \cdot \sigma \cdot \text{grad}V \, dv \end{aligned}$$

$$R_\theta^e(\theta V)_k = \int_{\partial\Omega^e \cap \partial\Omega_q} N_k^e \cdot q \cdot ds - \int_{\Omega^e} \overline{\text{grad}(N_k^e)} \cdot \lambda \cdot \overline{\text{grad}(\theta)} \cdot dv + \int_{\Omega^e} N_k^e \cdot \overline{\text{grad}(V)} \cdot \mu \cdot \overline{\text{grad}(V)} \cdot dv - \int_{\Omega^e} N_k^e \cdot \frac{\partial H}{\partial t} \cdot dv$$

Dans les équations ci-dessus,  $\begin{Bmatrix} \theta \\ V \end{Bmatrix}$  représente les 2 degrés de liberté du problème.  $\mathbf{A}_{\text{elements}}$  est

l'opérateur d'assemblage sur les éléments ;  $[N^e]$  représente les fonctions de forme d'un élément ;  $[\text{grad}N^e]$  le gradient des fonctions de forme de sorte qu'à l'intérieur de chaque élément  $\theta = [N^e]\{\theta\}$ ,  $V = [N^e]\{V\}$ ,  $\text{grad}V = [\text{grad}N^e]\{V\}$  et  $\text{grad}\theta = [\text{grad}N^e]\{\theta\}$ . La résolution du système (II.7) peut être effectuée à l'aide d'une méthode de Newton-Raphson. Cette méthode fait intervenir une matrice tangente non symétrique, ce qui est souvent le cas lorsque des problèmes couplés sont traités simultanément.

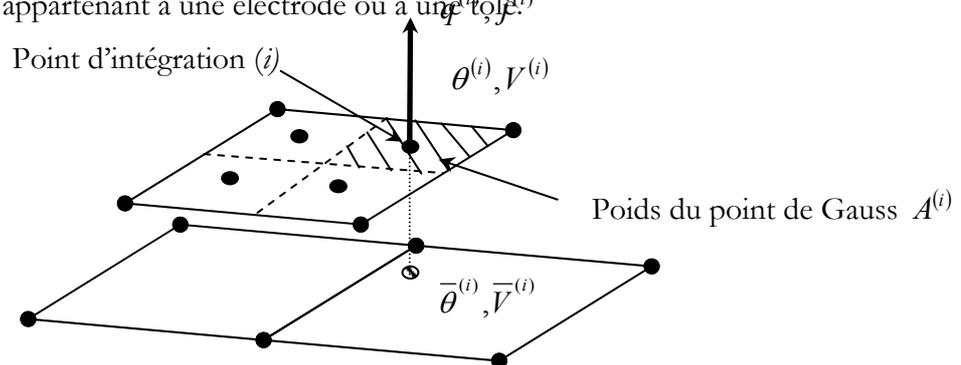
Le pompage thermique réalisé par des électrodes en cuivre, excellent conducteur thermique et électrique, ainsi que le refroidissement interne de ces dernières par un circuit d'eau permet à la chaleur de se concentrer au cœur de l'assemblage. Ce phénomène n'est pas suffisant pour permettre l'apparition d'un noyau fondu. En effet le contact entre chaque composant n'est pas parfait et renforce l'échauffement dans les tôles. La microstriction des flux de chaleur et du courant électrique explique l'augmentation des résistances de contact thermique et électrique (R.C.T. et R.C.E) ; les aspérités du matériau réduisant la surface effective d'échange des flux thermiques et de passage du courant. Pour les aspects thermiques, illustrés sur la **Figure II.8** dans le cas de l'emboutissage à chaud, la modélisation consiste à prendre en compte un milieu interstitiel faiblement conducteur au sein duquel les échanges se font par conduction et par convection-radiation [KOFFI 07]. La température varie au niveau de l'interface entre les points P1 et P2, qui joue le rôle d'un isolant thermique. L'analogie avec la conduction électrique explique la présence d'une R.C.E. au niveau des interfaces tôles/électrodes et tôles/tôles, qui va augmenter localement la puissance dissipée par effet Joule et jouer le rôle d'initiateur du point de fusion [ROBIN 02B].



**Figure II.8** Phénomène de micro-striction : le contact ne s'effectue qu'à travers des aspérités de surface [GARCIA 04]

Du point de vue éléments finis, les milieux interstitiels sont modélisés par des macro-éléments de contact thermique et électrique dont les caractéristiques dépendent des températures et des potentiels électriques de part et d'autre de l'interface représentée par la zone  $\Delta$  mais aussi de la pression locale au cours du procédé. En effet, l'écrasement des aspérités qui augmente les surfaces effectives de contact est un phénomène qui n'est pas modélisé à l'échelle macroscopique mais pris en compte via la dépendance des R.C.T. et des R.C.E. vis-à-vis des conditions de température et de pression. A cet effet, un dispositif expérimental permet de caractériser macroscopiquement ces interfaces et ainsi d'alimenter le modèle de contact présenté ci-dessous [FEULVARCH 06].

Afin de modéliser le contact électrothermique entre deux maillages incompatibles, une formulation par éléments finis a été développée [FEULVARCH 04]. Les conditions de contact aux interfaces sont traitées en chaque point de Gauss de chaque élément fini comme présentées sur la Figure II.9 pour un élément d'une surface. Dans un premier temps, des densités de flux thermique et de courant électrique sont estimées à tous les points de Gauss de chacune des surfaces de contact et, dans un second temps, une correction est apportée de façon à assurer la conservation du flux thermique échangé et du courant. La description des conditions de contact porte sur deux surfaces de contact  $S^1$  et  $S^2$  en vis-à-vis appartenant à une électrode ou à une  $(i), j^{(i)}$ .



**Figure II.9** Principe du contact électrothermique point de Gauss à point de Gauss (maillage incompatible)

Soit  $A^{(i)}$ ,  $\theta^{(i)}$  et  $V^{(i)}$  la surface, la température et le potentiel électrique d'un point d'intégration  $i$  appartenant à un élément quelconque. Soient  $\bar{\theta}^{(i)}$  et  $\bar{V}^{(i)}$  la température moyenne et le potentiel moyen de l'élément de la surface opposée sur lequel se projette le point d'intégration  $i$ . Soit  $q^{(i)}$  et  $j^{(i)}$

la densité de flux de chaleur et la densité de courant électrique associées au point d'intégration  $i$ . La densité de flux  $q^{(i)}$  se décompose en deux parties :

$$q^{(i)} = \varphi^{(i)} + p^{(i)} \quad (II.9)$$

où  $\varphi^{(i)}$  représente la densité de flux de chaleur échangée entre les surfaces  $S^1$  et  $S^2$ , et  $p^{(i)}$ , une fraction de la densité de puissance dissipée à l'interface par effet Joule. Un calcul thermique en modélisant l'interface par une fine couche d'éléments finis montre qu'en raison d'une durée de chauffage très courte et un volume de matière réduit de l'interface, la prise en compte ou non de l'inertie thermique modifie de manière négligeable les cycles chauffage/refroidissement. Aussi, en supposant que l'interface ne présente aucune inertie thermique, la densité de flux de chaleur échangée  $\varphi^{(i)}$  peut alors s'écrire de la façon suivante:

$$\varphi^{(i)} = \frac{1}{RCT} \cdot (\theta^{(i)} - \bar{\theta}^{(i)}) \quad (II.10)$$

De la même façon, la densité de courant  $j^{(i)}$  peut s'exprimer à partir de la résistance de contact électrique R.C.E. sous la forme:

$$j^{(i)} = \frac{1}{RCE} \cdot (V^{(i)} - \bar{V}^{(i)}) \quad (II.11)$$

La totalité de la densité de puissance dissipée par effet Joule à l'interface s'exprime à partir de (II.11):

$$\frac{1}{RCE} \cdot (V^{(i)} - \bar{V}^{(i)})^2 \quad (II.12)$$

On suppose que la surface  $S^1$  reçoit une fraction  $\alpha^1$  de cette puissance dissipée à l'interface, alors que la surface  $S^2$  reçoit une fraction  $\alpha^2 = 1 - \alpha^1$ . Par conséquent, seule une partie  $p^{(i)}$  doit être considérée au point d'intégration  $i$ :

$$p^{(i)} = \frac{\alpha^{(i)}}{RCE} \cdot (V^{(i)} - \bar{V}^{(i)})^2 \quad (II.13)$$

Dans le cas d'un contact thermique parfait entre deux milieux infinis, la température  $\theta$  à l'interface entre deux matériaux à la température homogène  $\theta_1$  et  $\theta_2$  reste constante. Elle est donnée par la relation (II.14) [BERGHEAU 05] :

$$\theta = \frac{E_1 \theta_1 + E_2 \theta_2}{E_1 + E_2} \quad (II.14)$$

où  $E_1 = \sqrt{\rho_1 \lambda_1 C_1}$  et  $E_2 = \sqrt{\rho_2 \lambda_2 C_2}$  représentent l'effusivité de chacun des matériaux.  $C$  est la chaleur spécifique. Si les caractéristiques thermo-physiques des deux matériaux diffèrent, la température d'interface ne correspond pas à la température moyenne dans ce cas idéal. Dans un cas réel où les milieux ne sont pas semi-infinis, la température initiale d'interface, représentée par une ligne de nœuds où coïncide le maillage des deux domaines à une température différente, est plus délicate à déterminer et nécessite l'utilisation d'une couche d'éléments d'épaisseur appropriée de part et d'autre. L'intérêt est alors d'utiliser des maillages séparés pour chacune des pièces et d'introduire une résistance de contact afin de s'affranchir de ces contraintes supplémentaires de maillage. Toutefois, le choix de la température

d'interface caractérisant les résistances de contact et la détermination du coefficient de partage des flux entre les deux domaines demeurent difficiles en présence d'une source d'énergie interstitielle. **[LE MEUR 02]** suggère de considérer la température de la tôle comme température d'interface et d'affecter un coefficient de partage de 0,8 du côté de l'électrode dans le cas d'un contact électrode/tôle. Cette valeur de 0,8 du coefficient de partage est sujette à caution car ses analyses numériques et expérimentales conduisent à des valeurs différentes d'un facteur deux. En attendant l'aboutissement des travaux en cours basés sur un modèle microscopique du contact électrothermique **[ROGEON 09]**, la relation (II.15) peut servir en première approximation à l'établissement des coefficients de partage **[FEULVARCH 04]**.

$$\alpha^1 + \alpha^2 = 1 \text{ avec } \alpha^1 = \frac{E_1}{E_1 + E_2} \text{ et } \alpha^2 = \frac{E_2}{E_1 + E_2}, \quad (\text{II.15})$$

Finalement, les équations (II.9), (II.10) et (II.13) donnent :

$$q^{(i)} = \frac{1}{RCT} \cdot (\theta^{(i)} - \bar{\theta}^{(i)}) + \frac{\alpha^{(i)}}{RCE} \cdot (V^{(i)} - \bar{V}^{(i)})^2 \quad (\text{II.16})$$

Les composantes des vecteurs flux de chaleur et densité de courant associés aux éléments de la surface décrites dans l'équation (II.8) sont intégrés par la méthode de Gauss en considérant qu'un élément  $e$  contient  $ne$  nœuds et que  $N_k^{e(i)}$  est la valeur de la fonction de forme au point de Gauss ( $i$ ).

$$* \Phi_k^e = \sum N_k^{e(i)} \cdot \varphi^{(i)} \cdot A^{(i)} \quad (\text{II.17})$$

$$* P_k^e = \sum N_k^{e(i)} \cdot p^{(i)} \cdot A^{(i)} \quad (\text{II.18})$$

$$* I_k^e = \sum N_k^{e(i)} \cdot j^{(i)} \cdot A^{(i)} \quad (\text{II.19})$$

Appelons  $I^{S1}$ ,  $I^{S2}$ ,  $\Phi^{S1}$  et  $\Phi^{S2}$  les courants électriques et le flux de chaleur traversant les surfaces  $S^1$  et  $S^2$  composées respectivement de  $m1$  et  $m2$  éléments :

$$I^{S1} = \sum_e^{m1} \sum_k^{ne^1} I_k^e \text{ et } I^{S2} = \sum_e^{m2} \sum_k^{ne^2} I_k^e \quad (\text{II.20})$$

$$\phi^{S1} = \sum_e^{m1} \sum_k^{ne^1} \phi_k^e \text{ et } \phi^{S2} = \sum_e^{m2} \sum_k^{ne^2} \phi_k^e \quad (\text{II.21})$$

Compte tenu de la forme des expressions locales de la densité de courant et de la densité de flux de chaleur adoptée, une correction doit être apportée. En effet, cette modélisation locale au point d'intégration n'assure pas nécessairement la conservation globale du flux thermique et du courant au niveau de chacune des surfaces de contact :

$$I^{S1} + I^{S2} = 0 \quad (\text{II.22})$$

$$\phi^{S1} + \phi^{S2} = 0 \quad (\text{II.23})$$

Deux coefficients de correction  $Ct$  et  $Ce$  respectivement associés aux problèmes thermique et électrique sont introduits de la façon suivante :

$$C_e = \sqrt{-\frac{{}^*I^{S2}}{{}^*I^{S1}}} \quad (II.24)$$

$$C_t = \sqrt{-\frac{{}^*\phi^{S2}}{{}^*\phi^{S1}}} \quad (II.25)$$

L'équilibre est assuré pour le contact électrothermique de la manière suivante :

$$C_e \cdot {}^*I^{S1} + \frac{1}{C_e} \cdot {}^*I^{S2} = 0 \quad (II.26)$$

$$C_t \cdot {}^*\phi^{S1} + \frac{1}{C_t} \cdot {}^*\phi^{S2} = 0 \quad (II.27)$$

Finalement, le flux de chaleur et le courant électrique en chacun des nœuds  $k$  d'un élément  $e$  appartenant à chacune des surfaces  $S^1$  et  $S^2$  de tous les milieux interstitiels du modèle doivent être assemblés avec le vecteur résidu (II.8) selon la répartition suivante :

Pour la surface de contact  $S^1$  :

$$I_k^e = \int_{\partial\Omega_e} N_k^e \cdot j \cdot ds = C_e \cdot \sum_{i=1}^{ni^e} N_k^{e(i)} \cdot j^{(i)} \cdot A^{(i)} \quad (II.28)$$

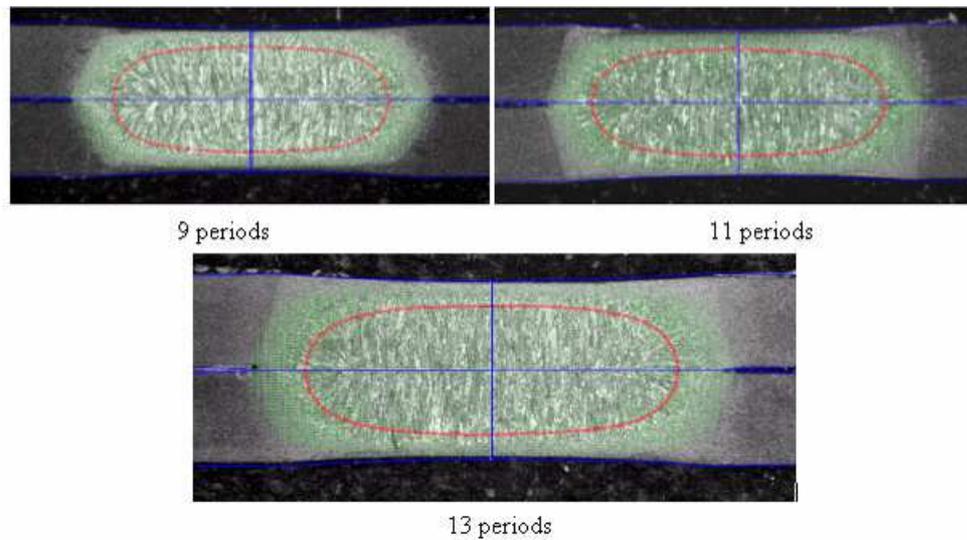
$$Q_k^e = \int_{\partial\Omega_e} N_k^e \cdot q \cdot ds = C_t \cdot \sum_{i=1}^{ni^e} N_k^{e(i)} \cdot \varphi^{(i)} \cdot A^{(i)} + C_e^2 \cdot \sum_{i=1}^{ni^e} N_k^{e(i)} \cdot p^{(i)} \cdot A^{(i)} \quad (II.29)$$

Pour la surface de contact  $S^2$  :

$$I_k^e = \int_{\partial\Omega_e} N_k^e \cdot j \cdot ds = \frac{1}{C_e} \cdot \sum_{i=1}^{ni^e} N_k^{e(i)} \cdot j^{(i)} \cdot A^{(i)} \quad (II.30)$$

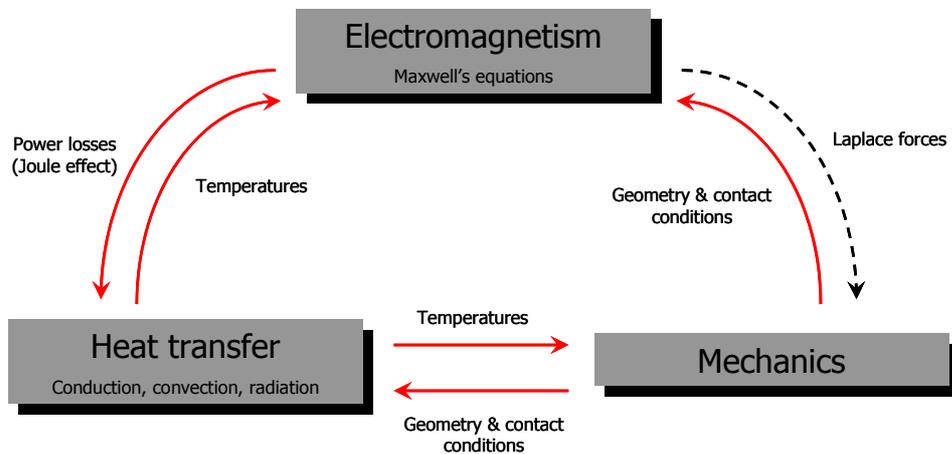
$$Q_k^e = \int_{\partial\Omega_e} N_k^e \cdot q \cdot ds = \frac{1}{C_t} \cdot \sum_{i=1}^{ni^e} N_k^{e(i)} \cdot \varphi^{(i)} \cdot A^{(i)} + \frac{1}{C_e^2} \cdot \sum_{i=1}^{ni^e} N_k^{e(i)} \cdot p^{(i)} \cdot A^{(i)} \quad (II.31)$$

La simulation numérique du procédé de soudage par points se révèle être un outil efficace pour la détermination du domaine de soudabilité d'un assemblage dans la mesure où le couplage électrocinétique et thermique tient compte du comportement des interfaces de contact (**Figure II.10**). Le domaine de soudabilité correspond à la plage d'intensité du courant à mettre en œuvre pour disposer après soudage d'un point de liaison d'une dimension acceptable, mesuré après un essai d'arrachement. Ces essais normalisés, conduits en laboratoire, devront permettre d'obtenir la plus grande plage de soudabilité possible afin de garantir en usine, par l'utilisation de paramètres moyens (couple intensité-pression), une bonne reproductibilité du procédé. En effet, dans les conditions réelles de soudage, l'électrode se dégrade [DUPUY 98], la pression des tôles n'est pas exercée de manière tout à fait symétrique, le jeu initial entre les tôles varie et les conditions d'accostage différent. De plus, la proximité d'un point soudé voisin peut provoquer un effet de shunt qui va réduire la densité de courant dans le point à souder et diminuer la zone de liaison.



**Figure II.10** Comparaison numérique et expérimentale entre taille de la zone fondue et de la Z.A.T. au cours d'une opération de soudage par points [FEULVARCH 06]

Comme pour la plupart des procédés de soudage, le soudage par résistance met en jeu des phénomènes physiques, à hautes températures, qui interagissent fortement entre eux et conduisent localement à modifier les propriétés mécaniques des zones soudées. Dans le cas du soudage par points, les zones en contact évoluent au cours du procédé quand l'indentation progresse, c'est le phénomène de constriction macroscopique. Il est dans ce cas nécessaire d'ajouter un couplage électro-thermo-mécanique, qui peut rester séquentiel, comme l'illustre la **Figure II.11**.



**Figure II.11** Interactions entre les différents phénomènes physiques (soudage par résistance par points)

Toutefois, la prise en compte de l'évolution du contact mécanique dans le cas des tôles galvanisées n'est sans doute pas suffisante. En effet lorsqu'une couche de zinc de plusieurs dizaines de microns recouvre la surface de l'acier, le comportement du contact est plutôt piloté par les propriétés du zinc, et la surface réelle de passage des flux thermiques et du courant peut être augmentée par le revêtement à bas point de fusion rapidement expulsé en périphérie de la zone poinçonnée [RAOELISON 08]. Pour accroître l'intérêt de la simulation du soudage par résistance par points auprès des personnes en charge de qualifier le procédé, les résultats des simulations numériques obtenus par le modèle présenté dans ce chapitre peuvent être complétés d'une aide à leur interprétation. Par exemple,

un modèle monodimensionnel de diffusion d'élément chimique peut servir à prédire la dégradation des surfaces des électrodes en fonction du nombre de points soudés ; ou encore, l'analyse de la répartition des efforts associée à des critères géométriques du bain fondu permet de signaler les risques d'expulsion du noyau.

### 1.3. Traitement thermique et couplage thermo-hydraulique

Comme détaillé dans le glossaire de l'Annexe 1, l'objectif principal des traitements thermiques est d'engendrer des transformations microstructurales favorables à la tenue de la pièce en service en soumettant cette dernière à un cycle de chauffage puis de refroidissement. Les grandeurs qui pilotent l'échauffement et le refroidissement à l'intérieur de la structure et par conséquent les transformations microstructurales sont les flux de chaleur échangés entre la pièce et son environnement. Au chauffage, par un système classique de maintien dans un four, les échanges s'opèrent par radiation et convection, à la différence d'un système par induction. Lors de la modélisation des transferts thermiques dans la pièce, un coefficient d'échange équivalent  $h_{rc}(\theta, t)$  peut être utilisé comme condition aux limites pour représenter les deux modes de transfert de chaleur, soit d'après (II.2) :

$$\lambda \text{ grad } \theta \cdot n = q(\theta, t) = h_c(\theta, t) \cdot (\theta_{ext}(t) - \theta) + \sigma \cdot \varepsilon \cdot (\theta_{\infty}^4(t) - \theta^4) \quad (\text{II.32})$$

où  $\sigma$  représente la constante de Stefan-Boltzmann,  $\varepsilon$  correspond à l'émissivité de la surface du composant traité,  $\theta_{ext}$  la température du fluide et  $\theta_{\infty}$  la température d'un milieu infini avec lequel la pièce rayonne. Cette relation se simplifie en considérant le fluide de trempe comme un milieu infini :

$$q(\theta, t) = h_{rc}(\theta, t) \cdot (\theta_{ext}(t) - \theta) \quad \text{avec} \quad h_{rc}(\theta, t) = h_c(\theta, t) + \sigma \cdot \varepsilon \cdot (\theta_{ext}^2(t) + \theta^2) \cdot (\theta_{ext}(t) + \theta) \quad (\text{II.33})$$

Pour le refroidissement, lors d'une trempe, c'est la nature du fluide caloporteur qui conditionne les échanges de chaleur par convection à l'interface. La modélisation de l'écoulement du liquide, couplée avec les transferts de chaleur dans la pièce et à l'interface, est extrêmement complexe puisque les vitesses de refroidissement dépendent de la géométrie de la partie solide, de l'évolution de ses caractéristiques thermophysiques, des propriétés thermiques du milieu de trempe et de certaines de ses propriétés physiques comme la viscosité. De plus, pour être efficace, un milieu de trempe doit avoir le meilleur contact avec la pièce à refroidir et s'échauffer le moins possible tout en absorbant la chaleur contenue dans la pièce, ce qui conduit à observer certaines précautions d'usage :

- l'échange de chaleur entre pièce et milieu de trempe ne doit pas être gêné par une couche d'oxyde,
- le milieu de trempe doit venir au contact avec toute la surface de la pièce à refroidir dans des conditions d'écoulement le plus homogène possible en assurant la circulation et l'agitation du milieu.

Cette dernière condition est difficile à respecter dans les méandres d'une pièce aux formes tortueuses ou lorsque l'écoulement est affecté par la présence de pièces voisines (empilement dans un panier de trempe par exemple). La modélisation thermohydraulique du procédé ne présenterait pas de difficultés supplémentaires que celles évoquées plus haut si l'état du fluide n'évoluait pas au contact des pièces chaudes. En effet, trois conditions de refroidissement sont successivement observées au cours de la trempe, chacune liée à la quantité de chaleur échangée en paroi associée à différents états du fluide :

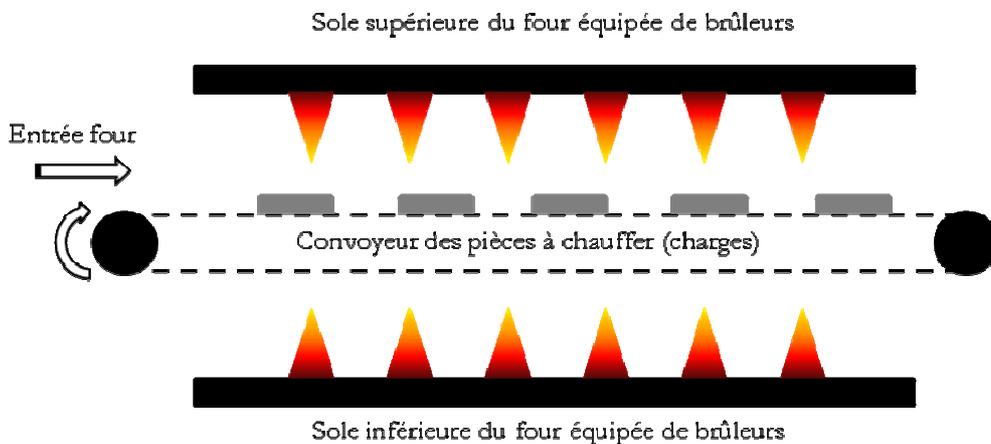
- régime de caléfaction : il se forme très rapidement une gaine de vapeur autour du solide qui l'isole du liquide de trempe,

- régime d'ébullition : quand la température de surface du métal est inférieure à une température critique, la gaine gazeuse disparaît et le liquide vient au contact du solide. Le refroidissement est dû à l'ébullition du milieu de trempe,
- régime de convection : quand la température de la surface est inférieure à la température de vaporisation du milieu de trempe, l'ébullition cesse.

La difficulté de représenter ces écoulements bi-phasiques et le régime d'ébullition conduit le plus souvent à caractériser le fluide de trempe par un coefficient d'échange qui dépend de la température de paroi de la pièce et à ne simuler les transferts thermiques dans la partie solide qu'à partir de ses conditions aux limites sans modéliser la partie fluide [AUBURTIN 04]. La détermination du coefficient d'échange équivalent est réalisée par méthode inverse. Des éprouvettes de forme simple (plaque, cylindre ou sphère métallique), instrumentées en thermocouples voire même des thermocouples normalisés, permettent de mesurer la vitesse de refroidissement en fonction du temps d'immersion : ce sont les courbes de drasticit  ou de sévérité qui caractérisent la capacité du bain de trempe à refroidir une pièce métallique plus ou moins rapidement. La simulation de cet essai permet l'ajustement de la valeur du coefficient d'échange en fonction de la température jusqu'à retrouver les valeurs expérimentales. Le coefficient d'échange ainsi identifié sera utilisé pour toute simulation mettant en œuvre ce même milieu de trempe.

La simulation thermo-mécanique d'un solide et de son environnement gazeux présente un grand intérêt pour la compréhension et l'optimisation de certains procédés :

- les fours de préchauffage : positionnement et puissance des brûleurs pour parvenir à atteindre la consigne de température des charges en sortie (**Figure II.12**),
- la trempe gazeuse :  tude de la performance de l'écoulement gazeux en comparaison avec des procédés à bain d'huile ou de sels à plus fort impact environnemental.



**Figure II.12** Principe des fours de préchauffage

Concernant les fours, un chauffage mal équilibré, peut conduire à une température hétérogène dans les charges provoquant leurs déformations. La modélisation du four va permettre de le dimensionner, d'optimiser son efficacité et de contrôler la qualité des pièces en sortie. L'approche proposée par [TILL 02] consiste à établir un état stationnaire équilibré entre la partie fluide et le modèle solide du four chargé. La cartographie des températures de chaque pièce, identique et espac e d'une longueur connue, est ensuite utilisée pour suivre l'évolution temporelle de la température d'une pièce lors de son passage dans le four et déterminer par un calcul mécanique les déformations induites. [MANGIN 08] propose une approche très similaire pour le calcul de la déformation de tubes statiques due à

un chauffage hétérogène dans un four par une analyse transitoire. A noter que des calculs complémentaires de diffusion d'éléments chimiques permettront d'estimer l'épaisseur de calamine en peau des billettes métalliques en présence d'oxygène ou d'établir l'épaisseur affectée par une modification de la composition chimique en surface dans une atmosphère activée en éléments d'alliage (four de cémentation ou de carbonituration) [HUIN 05], [FORTUNIER 95].

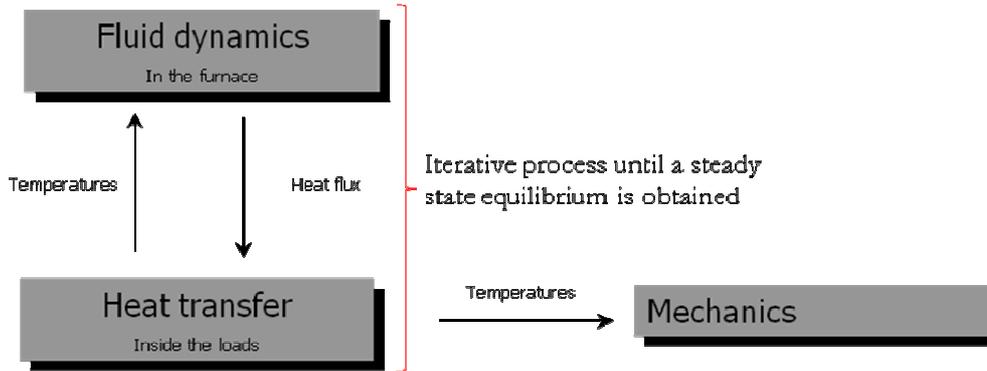


Figure II.13 Couplage à mettre en œuvre pour calculer l'équilibre thermique du four chargé et en déduire la déformation des pièces

Concernant la trempe au gaz, l'apport de la simulation numérique réside dans la capacité à déterminer la vitesse et la pression des gaz qui vont modifier les conditions d'échange de chaleur sur la surface des pièces à refroidir. En effet l'utilisation d'un gaz, comme l'hélium ou l'azote, avec une injection unique, conduit à une hétérogénéité très forte des vitesses de refroidissement dans la pièce qui peut engendrer des distorsions résiduelles inacceptables et nécessiter un usinage final coûteux. [DOUCE 08] présente un modèle fortement couplé appliqué à des éprouvettes cylindriques (Figure II.14) qui offre la perspective de mettre au point ce procédé pour des pièces plus complexes comme les couronnes d'engrenage par exemple.

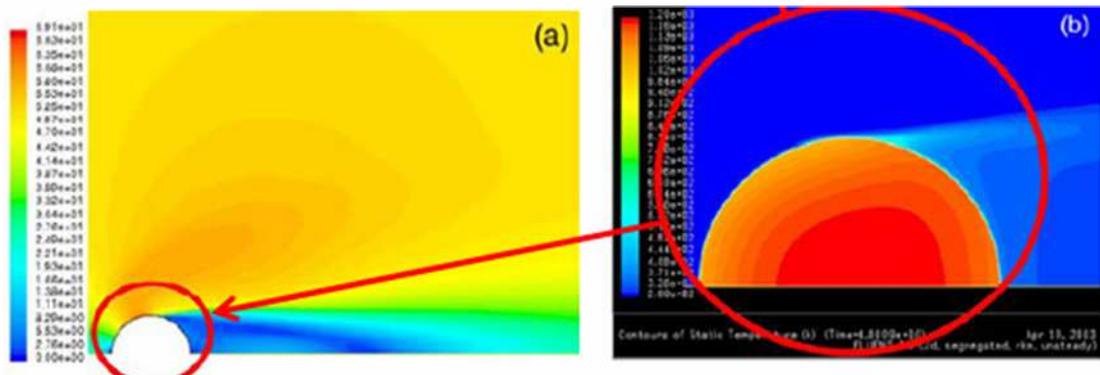


Figure II.14 Champ de vitesse dans le gaz (a) et température dans les deux milieux (b) selon une section transversale

## 2. CONSEQUENCES METALLURGIQUES DU SOUDAGE ET MODELISATION

Dans ce paragraphe, les modèles phénoménologiques présentés pour décrire les transformations microstructurales à l'état solide s'appuient sur l'observation de phénomènes physiques. Il est donc délicat de s'affranchir d'une bonne connaissance de la physique du matériau soumis à une opération de soudage pour établir les hypothèses et justifier le choix d'un modèle de comportement macroscopique adapté.

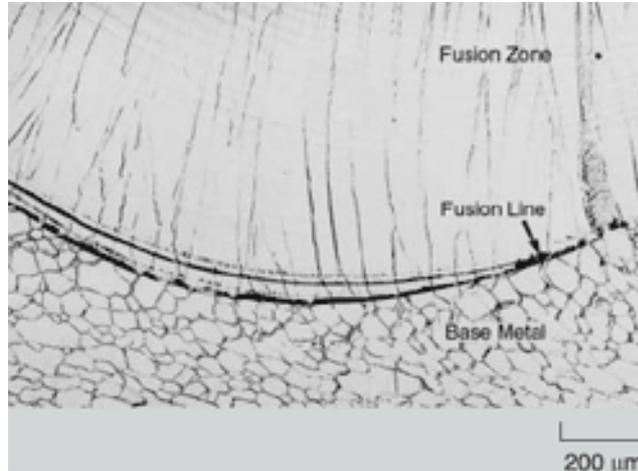
### 2.1. La solidification

A l'exception des produits formés par épitaxie ou par frittage, les matériaux qui nous entourent sont issus de la solidification d'une phase liquide sous gradient de température, appelée solidification dirigée. De manière générique, celle-ci procède par avancée d'une interface solide/liquide dont la forme plane s'avère instable au delà d'une vitesse d'avancée qui, en pratique, est souvent largement dépassée. L'interface se déstabilise alors en cellules puis en dendrites, ces dernières constituant de loin les microstructures les plus rencontrées dans les applications usuelles. A priori, ces microstructures ne semblent devoir concerner que le transitoire de solidification des matériaux avant disparition finale des interfaces de changement de phase. En réalité, leur empreinte sur le matériau est conservée après élaboration. Ceci résulte de la différence de composition entre les phases liquide et solide qui induit un rejet de soluté le long de leurs interfaces. Il en découle ainsi une modulation de concentration de la phase solide à l'image des microstructures qui l'ont produit (ségrégation dendritique ou micro-ségrégation). De ce fait, la manière dont un matériau s'est solidifié conditionne sa structure aux échelles micrométriques et donc les propriétés physiques qui y sont attachées (ductilité, fragilité, élasticité, conductivité thermique ou électrique).

Les mécanismes qui contrôlent la solidification en fonderie sont semblables à ceux qui régissent la solidification et la microstructure des soudures. Toutefois, l'interaction forte entre la source de chaleur et le comportement du bain de fusion confère un niveau de complexité supérieur à la modélisation de la solidification des soudures. Les théories conventionnelles de la solidification peuvent s'appliquer de manière basique pour expliquer les phénomènes de solidification du bain fondu ; mais en raison des vitesses de refroidissement particulièrement rapides le processus s'opère dans des conditions hors équilibre pour lesquelles les prédictions sont plus difficiles à obtenir. En effet, les temps de solidification mis en jeu en fonderie et en soudage sont sans rapport : de quelques fractions de seconde pour le soudage à une minute en fonderie, ce qui explique les structures métallurgiques différentes observées dans ces deux conditions de solidification. De récents développements dans le domaine du calcul thermodynamique servent à alimenter des modèles cinétiques qui, associés à l'amélioration des techniques de caractérisation in-situ, fournissent une meilleure compréhension de la solidification et de la formation de la microstructure dans les soudures [DAVID 03]. La forme de la zone fondue est essentielle pour déterminer le processus sélectif de croissance des dendrites et le développement épitaxial de la structure de grain. Il est aujourd'hui envisageable d'obtenir virtuellement cette information par méthode directe (chapitre I - 2.2.1).

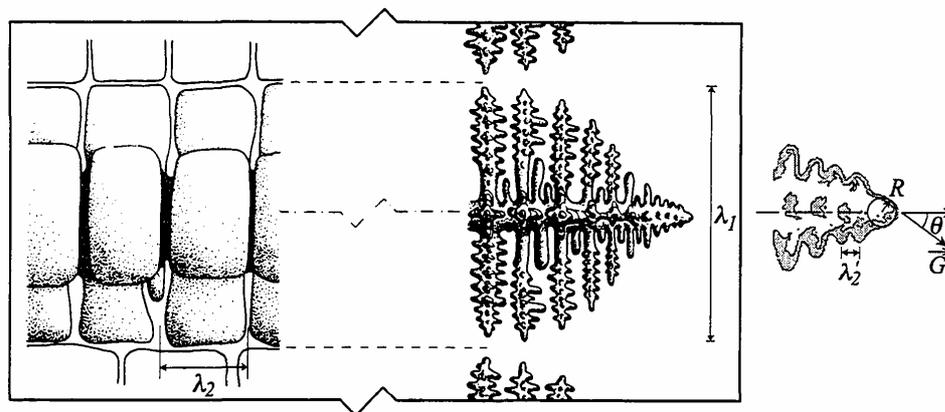
La réaction de solidification est exothermique, la chaleur latente de solidification doit être extraite du système pour que la transformation progresse. Ceci se traduit par une condition sur la température de réaction. Pour que la solidification s'opère, il faut que la température soit inférieure à la température de fusion. La différence entre la température de réaction et la température de fusion s'appelle surfusion. Comme dans le cas de la solidification de pièce de fonderie, les paramètres qui déterminent la microstructure du bain de fusion d'une soudure sont la vitesse de solidification, le gradient de température, la surfusion et la composition chimique de l'alliage. En pratique, la surfusion dépasse rarement quelques degrés avant que ne débute la solidification. C'est pourquoi, la solidification débute

spontanément par croissance épitaxiale depuis les grains partiellement fondus du métal de base comme le montre la **Figure II.15**.



**Figure II.15** Croissance épitaxiale et colonnaire à proximité de la ligne de fusion d'un alliage d'iridium soudé par faisceau d'électrons [DAVID 03]

Les conditions de refroidissement sont très variables dans le bain de fusion. Le long de la ligne de fusion, la vitesse de solidification est plus faible alors que le gradient thermique est le plus important. A l'approche du centre de la soudure, la vitesse de solidification croît alors que le gradient de température diminue. De ce fait, la microstructure qui se développe dans la zone fondue varie sensiblement depuis la ligne de fusion vers le centre de la soudure. Le gradient de température et la vitesse de solidification jouent un rôle déterminant sur la taille et la morphologie de la structure de grain. C'est à partir de ces paramètres que [ROSSILLON 08] détermine l'espacement dendritique primaire, illustré **Figure II.16**, pour deux régimes de solidification au cours du soudage par résistance par points d'un assemblage homogène. En comparant les résultats du modèle numérique avec des analyses métallographiques, il confirme la prédictibilité qualitative du modèle et la cinétique particulière d'évolution du noyau fondu au cours de l'application du courant.



**Figure II.16** Principales caractéristiques d'une dendrite colonnaire : espacement primaire,  $\lambda_1$ , espacements secondaires initial,  $\lambda'_2$  et final,  $\lambda_2$ , rayon de la pointe,  $R$ , et orientation,  $\theta$ , par rapport au gradient thermique,  $G$  [KURZ 86]

La germination de nouveaux grains en avant de l'interface solide/ liquide peut aussi apparaître de la distribution aléatoire de fragments solides de dendrites dans le bain fondu, arrachés par l'écoulement du métal en fusion sur le front de solidification. D'autres grains du métal de base partiellement fondus, faiblement liés à leurs voisins par un film liquide, peuvent subir le même sort et agir comme des germes de cristaux en compétition avec la croissance épitaxiale. Ce phénomène est à l'origine d'un raffinement de la structure de grain par formation de germes au cœur du bain fondu [GRONG 97]. Plus le nombre de sites de germination par unité de volume du liquide est élevé, plus le nombre de germes formés est grand et comme chaque germe forme un grain dans le solide, la taille des grains est alors d'autant plus petite. Dans certaines soudures, des inoculants sont intégrés dans le métal d'apport et servent de site de germination. Pour mieux favoriser la formation d'une structure de grains fins par germination hétérogène, il existe des procédés de soudage qui assurent le brassage du bain fondu ou mettent en œuvre une oscillation transversale et axiale de l'arc électrique.

[GANDIN 94] propose une méthode stochastique pour prédire la formation des structures de grains dendritiques. Malgré certains handicaps, comme l'anisotropie numérique par la discrétisation en une grille cubique d'un domaine isotrope, les méthodes d'automate cellulaire sont particulièrement efficaces. Chaque cellule divisant l'espace possède plusieurs variables d'état. Les cellules sont à un indice initial d'état les définissant comme liquides. Dans une procédure incrémentale en pas de temps décrivant une évolution de température décroissante, les cellules peuvent se transformer en cellules solides (ou pâteuses, ce qui qualifie mieux l'état du métal en cours de solidification) par deux mécanismes : par germination hétérogène spontanée d'un nouveau grain ou par capture d'une cellule voisine en phase de croissance. Pour le premier mécanisme, le nombre de cellules germant à chaque pas de temps est calculé de manière déterministe suivant une loi de germination prescrite. Ces cellules de germination sont choisies aléatoirement parmi l'ensemble des cellules du domaine. A noter que des lois différentes peuvent être prescrites pour le volume du métal (cellules ayant un voisinage complet) et pour la surface en contact avec le moule (cellules de bord). Ces conditions de germinations en surface et en volume dédiées aux procédés de fonderie sont proches de ce qui est observé en soudage par points. Dans le cas du soudage à l'arc, avec une surface libre, les hypothèses sont plus délicates à poser. Un indice supplémentaire de frontière est attribué à chaque cellule en plus de son indice liquide/solide. Si un nouveau germe solide se forme dans une cellule donnée, son indice passe de l'état liquide à un nombre entier positif dont la valeur caractérise son orientation cristallographique. Cette valeur est choisie au hasard parmi un nombre maximum de classe d'orientation possible. Cette cellule passe en phase de croissance tant qu'elle possède une cellule voisine liquide. La position des pointes de dendrite par rapport au centre des cellules est calculée en intégrant la cinétique de croissance, relation entre la vitesse de croissance  $V$  et la surfusion locale  $\Delta\theta$ . Cette cinétique de croissance peut être déduite de théories analytiques : elle est souvent exprimée sous la forme d'une loi polynomiale du type  $V = A \cdot \Delta\theta^n$ , où  $A$  et  $n$  sont deux constantes liées à la nature de l'alliage [KURZ 86]. Lorsque la dimension du réseau des dendrites atteint l'une des cellules voisines encore liquides, elle la capture. Elle transmet ainsi son orientation à la cellule voisine. La croissance d'un grain dendritique est ainsi propagée de cellule en cellule voisine ; le calcul de croissance est arrêté pour une cellule lorsque toutes ses voisines sont solides. Pour autoriser une description plus générale de la formation des structures de grains, un couplage entre l'automate cellulaire et une méthode de résolution de l'équation de la chaleur par éléments finis permet de traiter des cas de thermique transitoire.

Pour modéliser la progression d'une interface mobile séparant des milieux de comportement différent (un domaine liquide et un domaine solide ou encore des phases solides de nature différente) au travers de laquelle s'effectuent par exemple des échanges de soluté, de nouvelles méthodes ont émergé comme la méthode de suivi de front [DU 05] ou la méthode des champs de phase [WANG 06]. En général, la progression de la transformation de phase est principalement gouvernée par la diffusion et la courbure de l'interface. La vitesse normale de l'interface est alors déterminée en considérant un

équilibre thermodynamique local des solutés à partir du calcul de la courbure. Ainsi la méthode des champs de phase repose sur des bases thermodynamiques qui permettent de déterminer les lois d'état et les équations d'évolution des champs des variables de concentration et de paramètre d'ordre. Cette méthode se révèle efficace pour décrire les changements topologiques complexes des microstructures au cours des différentes étapes de transformation (forme, répartition des précipités et croissance de grains...). La localisation d'une phase à l'intérieur d'un domaine de calcul s'effectue par l'intermédiaire d'un ou plusieurs champs de phase, qui varient de façon rapide mais continue à travers des interfaces diffuses. La difficulté majeure pour la résolution numérique de tels modèles réside dans la variation brutale du champ de phase ainsi que la concentration à l'intérieur de l'interface diffusée. Son épaisseur doit être suffisamment fine par rapport à la taille du domaine de calcul pour pouvoir capturer les mécanismes physiques du changement de phase. Les équations cinétiques pour les champs de phase sont couplées aux équations de transport qui pilotent le mouvement des interfaces (diffusion, hydrodynamique, contraintes élastiques...). Bien que demeurant un outil de recherche fondamentale, cette technique permet d'analyser les hypothèses des modèles cinétiques de germination-croissance, d'en tester leurs limites afin de mener au plus juste le travail de modélisation à l'échelle macroscopique. En particulier, elle permet d'étudier l'influence des contraintes sur les cinétiques et les morphologies d'équilibre dans de nombreuses situations. De plus, couplé à un calcul des grandeurs macroscopiques (température, contrainte), elle permettrait de prévoir les contraintes induites par les transformations de phase.

## 2.2. Microstructure

### 2.2.1. *Phénomènes métallurgiques en lien avec la soudabilité*

Le développement de la microstructure dans la zone fondue dépend du comportement au cours de la solidification du bain de fusion. Les principes de la solidification contrôlent la taille et la forme des grains, la ségrégation mineure (interdendritique), la distribution des inclusions et de la porosité. La fissuration à chaud dans la zone fondue est également dépendante des conditions de solidification. Les travaux réalisés dans le domaine de la solidification, plutôt dédiés au procédé de fonderie ou à la simulation de la coulée continue, apportent des solutions numériques à la simulation de défauts de solidification comme la fissuration à chaud (craquelures à chaud) [RAPPAZ 99]. Ces modèles permettent d'envisager une application aux procédés de soudage pour appréhender les défauts de craquelure de solidification, qui apparaissent dans la zone fondue par décohésion des espaces liquides interdendritiques, ou les défauts de liquation qui se produisent aux frontières de la Z.A.T. et de la zone fondue par décohésion des joints de grains alors que le métal est macroscopiquement solidifié.

D'autres problématiques associées à la soudabilité doivent être maîtrisées lors du soudage. Nous avons vu que l'utilisation d'un gaz protecteur neutre lors du soudage à l'arc prévient des risques d'oxydation (plus difficile à prévenir en face envers d'une soudure traversante). L'oxygène, tout comme l'azote et l'hydrogène, sont très solubles dans le métal liquide et beaucoup moins dans le matériau à l'état solide. Si les vitesses de solidification sont importantes et le temps de maintien à l'état liquide trop court pour permettre le dégazage du bain fondu, le gaz peut se trouver piégé à l'intérieur du métal solidifié ; il y a donc un risque de formation de porosités appelées soufflures. La solution généralement préconisée pour éviter ce problème est de bien nettoyer les pièces avant soudage en évitant les résidus organiques en surface et d'adopter des conditions de soudage favorisant le dégazage (vitesse réduite, brassage du bain).

L'hydrogène, issu de la décomposition de la vapeur d'eau ou apporté par le gaz de soudage peut être présent en solution et diffuser sous forme ionique dans le métal solide (pour cette raison les

électrodes séjournent en étuve avant leur utilisation). En cas de sursaturation du métal solide en hydrogène, il y a formation de dihydrogène gazeux qui se rassemble dans les fissures et autres cavités non débouchantes comme les défauts de structure ou les zones de décohésion de la matrice avec les inclusions. Alimentées par les atomes d'hydrogène qui diffusent dans la structure saine, ces poches de gaz atteignent des niveaux de pression très élevés (de l'ordre de 1000 Atmosphères) exerçant localement des sollicitations importantes qui ajoutées aux contraintes de retrait peuvent provoquer l'apparition d'une fissure. D'autres mécanismes expliquent la fragilisation de la structure par hydrogène et l'existence de fissuration à froid :

- en tête de fissure, l'hydrogène s'accumule dans les zones sous contrainte et y réduit les forces de cohésion entre atomes du métal, facilitant la propagation de la fissure,
- l'hydrogène adsorbé à la surface des lèvres en pointe de la fissure, réduit l'énergie de la surface, facilitant l'ouverture du défaut.

[LEBLOND 84] propose un modèle pour le calcul de la diffusion de l'hydrogène qui prend en compte :

- les effets de piégeage de l'hydrogène (pièges réversibles et irréversibles, saturables ou non), en introduisant une seule concentration globale  $C$  sans distinguer dans cette concentration la nature du piège. Une équation équivalente à l'équation de la chaleur,  $\frac{dC}{dt} - \text{div}\left(D.S \text{ grad } \frac{C}{S}\right) = 0$ , sans terme source, régit la conservation du nombre total d'atomes d'hydrogène via un coefficient de diffusion effectif  $D.S$  : le piégeage ralentit la diffusion donc diminue la valeur du coefficient de diffusion  $D$  et augmente celle de la solubilité  $S$ .
- l'influence de la solubilité, c'est-à-dire la concentration à l'équilibre dans les équations de la diffusion permettant de considérer une solubilité non uniforme dans la pièce et de traiter des matériaux différents. L'effet de la métallurgie du matériau est également pris en compte. A titre d'exemple, dans le cas des aciers, la solubilité de l'hydrogène est plus élevée dans la phase austénitique que dans les phases ferritiques.
- l'influence de la température sur les coefficients de diffusion,
- l'influence des contraintes et surtout des déformations plastiques, qui témoignent de la formation de nouveaux pièges comme les dislocations ou la croissance d'autres comme les micro-cavités, qui provoquent, une augmentation de la solubilité et un abaissement de la diffusion.

[LEBLOND 88] propose de mettre en œuvre le modèle de diffusion d'hydrogène qu'il a établi dans le cadre de la simulation numérique de l'essai d'implant. Il s'agit d'un essai sur une éprouvette auto-bridée. En soudage, l'auto-bridage désigne le blocage qu'opèrent les parties plus froides de la pièce autour de la zone chaude de la soudure en cours de réalisation à la différence du bridage extérieur effectué par l'outillage. L'éprouvette de l'essai d'implant est cylindrique et entaillée. Cette dernière est implantée dans une plaque support dont l'épaisseur peut varier. Une soudure est déposée sur la partie de l'implant située au ras de la surface supérieure de la plaque. A la fin du soudage, l'éprouvette est soumise à un effort de traction exercé sur la partie inférieure de l'implant. L'entaille, située dans la Z.A.T. de la soudure, concentre les efforts. La charge admissible à fissuration est déterminée pour différentes conditions opératoires. L'essai d'implant permet de qualifier la soudabilité métallurgique des aciers vis-à-vis du risque de fissuration à froid et de définir le mode opératoire de soudage ne présentant pas ce risque (vitesse, énergie, préchauffage, post-chauffage). La simulation de l'essai d'implant rend possible l'interprétation de cet essai par l'obtention de grandeurs locales (concentration d'hydrogène en fond d'entaille, niveau des contraintes et de l'écrouissage) et offre la possibilité d'étudier l'effet de la

fragilisation par hydrogène dans des cas de soudage réels mais aussi les conditions permettant de minimiser les risques de fissuration à froid.

### 2.2.2. Transformation à l'état solide dans les aciers

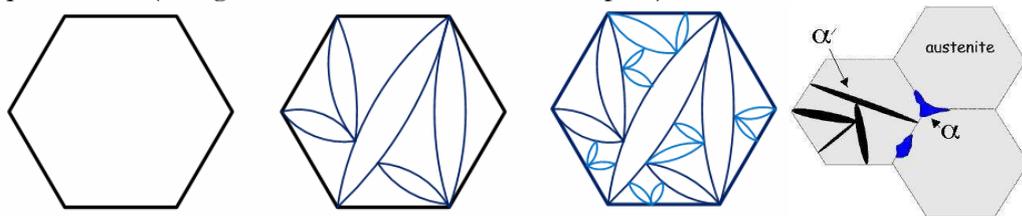
De nombreux aciers subissent des transformations métallurgiques (dites allotropiques dans le cas du fer pur) au cours des chauffages à température élevée comme au refroidissement qui s'ensuit. Les conditions de chauffage ou conditions d'austénitisation agissent sur ces transformations tout comme le font les conditions de refroidissement. Pour que des transformations au refroidissement apparaissent, l'acier doit avoir subi une austénitisation totale ou partielle. Durant le soudage, ces conditions sont réalisées dans la Z.A.T. ainsi que dans la zone fondue si la composition du mélange le permet (zone de dilution entre le métal déposé et le métal de base). L'austénitisation de l'acier est provoquée par un chauffage très rapide ; la transformation d'une structure C.C. en une structure C.F.C. se déroule dans un domaine de température élargi et déporté vers les températures élevées. A l'équilibre, le domaine est limité par les températures  $A_c$ , de début de transformation austénitique et la température  $A_c$ , de fin de transformation austénitique, entre ces points l'austénitisation est partielle. Dans des conditions réelles, hors équilibre, la température de début de transformation et plus particulièrement la température de fin de transformation se décalent vers des valeurs plus élevées jusqu'à atteindre un seuil à mesure que la vitesse de chauffage augmente. Dans le cas du soudage par faisceau d'électrons, les vitesses au chauffage sont de plusieurs milliers de degrés Celsius par seconde. La microstructure finale révèle que l'austénitisation totale a toutefois été obtenue car la microstructure du métal de base a totalement disparu au-delà d'une certaine limite proche de la zone fondue. De manière plus précise l'austénitisation partielle des aciers hypoeutectoïdes (concentration en carbone inférieure à 0,76%), correspond à une transformation d'une proportion de ferrite qui dépend de la température atteinte, et d'une proportion des carbures (cémentite) qui dépend également de la température atteinte mais également de la cinétique de leur mise en solution. La composition de l'austénite formée sera variable selon les conditions de chauffage, la microstructure initiale du métal de base ainsi que sa composition chimique. Les plages de transformation peuvent donc varier en fonction de ces effets et notamment de la teneur en carbone.

Plus généralement, la composition chimique de l'acier en éléments d'alliage modifie les plages de transformation ; certains éléments sont dits gammagènes car ils augmentent la plage de température de stabilité de l'austénite ou alphagènes lorsqu'ils la réduisent. L'évolution de la température au chauffage gouverne également la taille de grain austénitique. Bien que freiné par la mise en solution incomplète des carbures, le grossissement des grains reste important à proximité de la zone fondue dans la Z.A.T. la plus surchauffée. A l'opposé, le métal austénitisé à plus basses températures bénéficie d'un affinement de grain par rapport au métal de base puisque la transformation alpha vers gamma s'effectue par germination puis croissance préférentiellement depuis les discontinuités du réseau (joints de grains et carbures). La transformation austénitique, tout comme les transformations au refroidissement opérant selon ce mode, subissent l'influence de la morphologie de la phase mère. Les grains fins sont favorables à une bonne résistance mécanique. [LEBLOND 84] propose un modèle de croissance du grain austénitique généralisé de manière à pouvoir décrire le phénomène d'affinement de grain au cours d'une nouvelle austénitisation. Il propose de considérer l'effet de la taille du grain lors d'une analyse thermo-métallurgique. La taille de grain ne modifie pas les équilibres thermodynamiques mais joue sur la cinétique des transformations : elle modifie peu les températures de transformation mais beaucoup les vitesses de nucléation et de croissance. Lorsque la taille de grain austénitique augmente, la surface spécifique de germination de la ferrite par unité de volume diminue, ce qui augmente la stabilité de l'austénite vis-à-vis de la transformation ferrito-perlitique au refroidissement. Pour une vitesse de refroidissement donnée, les températures de transformation sont abaissées ce qui

favorise l'apparition de phases hors-équilibre. La taille de grain modifie donc la morphologie des phases formées, c'est pourquoi les diagrammes qui décrivent les transformations dans les aciers dans des conditions industrielles (T.R.C. et T.T.T.) sont établis pour une condition d'austénitisation donnée conduisant à une taille de grain austénitique précise.

Au cours du refroidissement de l'austénite, trois types de transformation sont susceptibles de s'opérer en fonction des vitesses mises en jeu, dans des domaines de température distinctement repérés sur le diagramme T.R.C. de la **Figure I.21** :

- La transformation ferrito-perlitique apparaît dans des conditions de refroidissement lent. Cette phase est proche de l'équilibre thermodynamique. Dans le cas des aciers hypoeutectoïdes, la transformation débute par la formation de ferrite aux joints des grains austénitiques. Par diffusion, la concentration en carbone de l'austénite va augmenter en raison de la faible limite de solubilité du carbone dans le fer alpha. Lorsque la concentration de l'austénite en carbone atteint l'eutectoïde à 0,76% de carbone, il y a formation de perlite. Dans le cas des aciers hypereutectoïdes, le premier constituant formé est la cémentite puis apparaît la perlite. La transformation ferrito-perlitique est obtenue par germination reconstructive.
- La transformation martensitique se produit très loin de l'équilibre thermodynamique, pour les vitesses de refroidissement les plus élevées. Le carbone n'a pas le temps de diffuser pour former de la ferrite. A partir d'une température suffisamment basse,  $M_s$ , la force motrice de la transformation devient telle que l'austénite se transforme en une ferrite sursaturée en carbone : c'est la martensite. Cette phase est obtenue par germination displacive : la présence dans l'austénite de configurations locales de dislocations provoque, par glissement de façon corrélée, le déplacement des atomes de leurs sites sur le réseau de la phase mère à de nouveaux sites voisins qui prennent la configuration du réseau cristallin de la nouvelle phase. En conséquence, la martensite est caractérisée par des relations cristallographiques particulières avec la phase mère. Sa structure se présente sous forme de lattes ou d'aiguilles. La transformation martensitique se caractérise par une germination instantanée et un grossissement rapide. La taille des plaquettes formées est limitée. En effet, le processus de transformation dépend plus de l'apparition d'une nouvelle plaquette que du grossissement d'une plaquette existante. Les nouvelles plaquettes de martensite apparaissent à la frontière entre la nouvelle phase (martensite) et la phase mère (austénite). La germination se fait donc à l'intérieur des grains à la différence des transformations avec diffusion qui s'opèrent préférentiellement depuis les joints de grain (**Figure II.17**). Le passage d'une phase gamma en une phase alpha produit non seulement une expansion volumique mais un cisaillement. A la différence de la transformation ferrito-perlitique, le cisaillement n'est pas compensé par la diffusion des atomes en solution solide de substitution du fait de la trop basse température. La transformation martensitique, qui s'opère par déplacement coopératif des atomes, est généralement considérée comme instantanée et ne dépendant que de la température ; en effet, en dessous de  $M_s$ , pour que la transformation de l'austénite en martensite se poursuive, il faut que la température baisse à nouveau pour apporter l'énergie qui lui est nécessaire. La présence d'un atome de carbone plus volumineux que l'interstice où il se trouve inséré provoque l'écartement des deux atomes de fer voisins ce qui engendre la distorsion du réseau. La structure cristalline de la martensite est dite quadratique centrée (il s'agit d'un réseau C.C. distordu,  $\alpha'$ ).



**Figure II.17** Formation des plaquettes de martensite  $\alpha'$  [Wu 07]

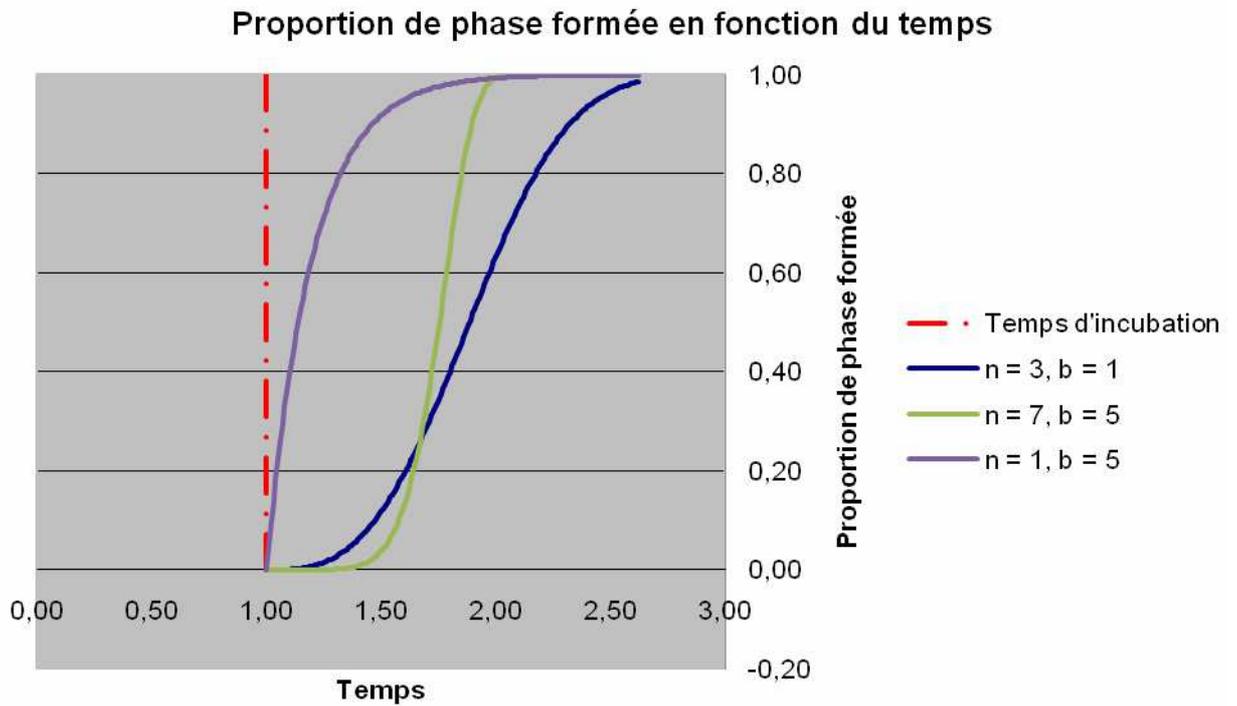
- La transformation bainitique se produit pour des vitesses intermédiaires par rapport aux deux transformations précédemment évoquées. De très petites lattes de ferrite apparaissent à partir de l'austénite résiduelle en retenant momentanément le carbone en solution sursaturée. Leur pérennité n'est possible que si elles parviennent à rejeter leur carbone. Ce dernier précipite pour former des carbures finement dispersés constituant un agrégat appelé bainite. Lorsque les vitesses de refroidissement sont proches du domaine ferrito-perlitique, la structure de la bainite est constituée de groupes de plaquettes ou d'aiguilles de ferrite parallèles entre lesquelles précipitent de petites plaquettes de cémentite. Il s'agit de la bainite supérieure. La bainite inférieure apparaît à des températures plus basses dans des conditions de refroidissement plus rapides. Les lattes de ferrite formées sont plus fines et des plaquettes de cémentite précipitent également à l'intérieur des lattes ferritiques. Les plaquettes de ferrite ont une croissance limitée car le rejet du carbone par diffusion sur de faibles distances stabilise l'austénite avoisinante. En revanche, les conditions de refroidissement de la transformation bainitique (plage de température et vitesse) ne permettent pas aux éléments en substitution de diffuser. La température étant toutefois plus élevée qu'au cours de la transformation martensitique, l'accommodation du cisaillement se fait surtout par déformation plastique de l'austénite moins résistante.

En résumé, dans le cas d'un acier hypoeutectoïde, les transformations métallurgiques à considérer sont principalement la transformation austénitique au chauffage, les transformations ferritique, perlitique, bainitique et martensitique au refroidissement. En dehors des procédés de traitements thermiques qui visent en général à modifier la structure interne des métaux et par conséquence les caractéristiques mécaniques par la génération de transformations métallurgiques, ces dernières restent une conséquence non souhaitée de la plupart des autres procédés d'assemblage, de mise en forme... La prédiction de la microstructure revêt alors un caractère essentiel dans le cadre de simulation des procédés de fabrication. Différentes approches peuvent être utilisées pour reproduire les transformations de phase des aciers au refroidissement. Les modèles peuvent être classés en deux groupes selon qu'ils s'appuient, pour leur identification, sur les cinétiques de transformation dans des conditions isothermes à partir des diagrammes T.T.T. ou anisothermes en utilisant les diagrammes T.R.C..

Pour décrire les cinétiques de transformation isotherme, la loi de Johnson-Mehl-Avrami est généralement utilisée. Cette loi à l'origine proposée par Johnson et Mehl puis étendue par **[AVRAMI 41]** pour décrire l'évolution de la transformation perlitique est également utilisée pour décrire la transformation ferritique et la transformation bainitique (transformations qui mettent en jeu des phénomènes de diffusion). Elle s'écrit :

$$p_f = p_a (1 - e^{-bt^n}) \quad (II.34)$$

où  $p_f$  représente la proportion de phase ferritique formée,  $p_a$  la proportion d'austénite à transformer,  $b$  et  $n$ , deux paramètres.



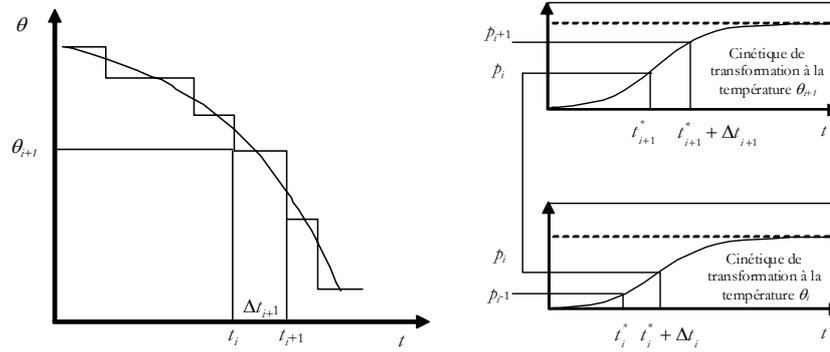
**Figure II.18** Illustration de l'évolution des transformations de phase dans des conditions isothermes selon les cinétiques de Johnson-Mehl-Avrami

La transformation martensitique est indépendante du temps. La proportion de martensite formée ne dépend que de la température et est bien décrite par la loi de [KOISTINEN 59].

$$p_f = p_a (1 - e^{-k(M_s - \theta)}) \text{ pour } \theta \leq M_s \quad (\text{II.35})$$

où k est un paramètre à ajuster.

Seuls les modèles utilisés dans les exemples d'application de ce mémoire sont présentés. D'autres modèles existent dans la littérature et [SAINT-GERMAIN 06] en fait la revue exhaustive. Pour décrire l'évolution des transformations dans des conditions anisothermes à partir des cinétiques isothermes, le modèle de l'Institut National Polytechnique de Lorraine (I.N.P.L.) [FERNANDES 85] est couramment employé. L'évolution d'un cycle de température est décomposée en une succession de paliers isothermes (Figure II.19). Ainsi, pour calculer la proportion de phase  $p_{i+1}$  à l'instant  $t_{i+1}$  (fin du  $i+1^{\text{ème}}$  palier), la cinétique de transformation isotherme correspondant à  $\theta_{i+1}$  est utilisée. Pour ce faire, un temps fictif  $t_{i+1}^*$  correspondant au temps nécessaire pour former la proportion  $p_i$  à la température  $\theta_{i+1}$  est d'abord calculé et la proportion  $p_{i+1}$  est obtenue par l'équation (II.34) au temps  $t_{i+1}^* + \Delta t_{i+1}$ .



**Figure II.19** Description de l'utilisation en conditions anisothermes du modèle reposant sur une description des transformations isothermes

Cette approche est utilisée pour décrire les transformations au refroidissement et la transformation au chauffage à partir de diagramme T.T.A. (temps-température-austénitisation). Pour les transformations au refroidissement, un temps d'incubation est tout d'abord calculé à l'aide de la méthode de Scheil. Le modèle a été récemment raffiné pour prendre en compte l'influence de la concentration en carbone sur les cinétiques de transformation. [MEY 97] détaille la mise en œuvre de ce modèle dans le cadre de la simulation des traitements thermo-chimiques.

En effet, les approches reposant sur des cinétiques isothermes ont surtout été développées à l'origine pour des applications de traitement thermique. Pour les applications de soudage, les conditions opératoires sont telles que le chauffage tout comme le refroidissement sont extrêmement rapides. Dès lors, des modèles s'appuyant sur l'interprétation des diagrammes TRC ont été proposés. Ces modèles reposent généralement sur une équation différentielle du type :

$$\dot{p} = f(p, \theta, \dots) \quad (II.36)$$

[LEBLOND 84B] propose d'utiliser une équation différentielle du premier ordre :

$$\dot{p} = \frac{\bar{p}(\theta) - p}{\tau(\theta)} \quad (II.37)$$

où  $\bar{p}(\theta)$  et  $\tau(\theta)$  représentent deux paramètres fonction de la température qu'il faut ajuster pour chaque transformation afin de retrouver le diagramme T.R.C.. Le modèle complet permet de calculer la taille de grain austénitique,  $d$ , puis d'en tenir compte sur les transformations au refroidissement. Il a été étendu au cas de plusieurs transformations entre plusieurs phases et il est possible de prendre en compte la dépendance de la concentration en carbone [FORTUNIER 00]. Une généralisation de l'équation (II.37) a été ensuite introduite de façon à retrouver la cinétique de Johnson-Mehl-Avrami (II.34) dans des conditions isothermes et faciliter l'identification des paramètres à partir de diagramme T.T.T. en

posant  $b = \left(\frac{1}{\tau}\right)^n$  :

$$\dot{p} = n \cdot \frac{\bar{p} - p}{\tau} \cdot \left( \text{Ln} \left( \frac{\bar{p}}{\bar{p} - p} \right) \right)^{\frac{n-1}{n}} \quad (II.38)$$

A la différence du modèle proposé par [WAECKEL 94], qui décrit point par point la cinétique de transformation du diagramme T.R.C. en fonction des paramètres  $p, \theta, \dot{\theta}, d, M_s$ , celui de Leblond nécessite un ajustement des paramètres sur toute la plage des vitesses de refroidissement mises en jeu par le procédé étudié. Une méthodologie d'identification à partir de diagrammes T.R.C. ou T.T.T. a été établie et assure une évolution monotone des variables dans des gammes de vitesses similaires, ce qui par interpolation entre deux vitesses du diagramme garantit une continuité des cinétiques [PONT 94]. Toutefois cet ajustement demeure parfois délicat surtout pour représenter la forme bombée du domaine bainitique du diagramme T.R.C. (Figure I.21) qui montre une baisse de la température de début de transformation pour les vitesses faibles et élevées. Un terme dépendant de la vitesse a donc été ajouté à l'équation (II.37):

$$\dot{p} = \frac{\bar{p}(\theta) - p}{\tau(\theta)} \cdot f(\dot{\theta}) \quad (\text{II.39})$$

Les effets des contraintes et déformations sur les transformations ont été étudiés par de nombreux auteurs. [DENIS 85], [DENIS 87] et [VEAUX 03] montrent que l'application de contraintes hydrostatiques ou uniaxiales peut influencer les cinétiques de transformation au refroidissement : une contrainte uniaxiale ou une déformation plastique préalable de l'austénite diminue la durée d'incubation des transformations et accélère leur cinétique, alors que des pressions hydrostatiques ont l'effet inverse. Ces effets sont en revanche généralement négligés dans les simulations par manque de données en dehors des études de mise en forme des matériaux où la stabilité de l'austénite est requise pour atteindre des conditions de formabilité optimales [GARCIA 04], [GALLEE 05].

### 2.3. Couplage thermo-métallurgique, effets des chaleurs latentes

En présence de transformations métallurgiques, en particulier pour les aciers, il y a principalement 3 types d'interaction à prendre en compte entre les phénomènes thermiques et métallurgiques :

- les transformations métallurgiques dépendent de l'histoire thermique comme nous l'avons vu précédemment,
- les propriétés thermo-physiques dépendent des phases en présence,
- les transformations de phase sont accompagnées de chaleurs latentes qui modifient les distributions de température.

Compte tenu de ces interactions, les analyses thermique et métallurgique doivent être traitées dans une formulation fortement couplée. Les transformations métallurgiques s'accompagnent d'effets de chaleur latente qui modifient les distributions de température. Elles sont endothermiques au chauffage et exothermiques au refroidissement. A chaque instant, un matériau est caractérisé par les proportions  $p_k$  des différentes phases le constituant. Du point de vue de la modélisation, les proportions de phase sont des variables d'état supplémentaires gouvernées par des équations différentielles ordinaires en temps. Pour prendre en compte le couplage entre les phénomènes métallurgiques et thermiques, la conductivité thermique  $\lambda$  (Figure II.20), la densité  $\rho$  et l'enthalpie  $H$  sont approchées par des lois de mélange linéaires à partir des propriétés thermiques de chaque phase :

$$\lambda(p_k, \theta) = \sum_{\text{phases}} p_k \lambda_k(\theta) ; \rho(p_k, \theta) = \sum_{\text{phases}} p_k \rho_k(\theta) ; H(p_k, \theta) = \sum_{\text{phases}} p_k H_k(\theta) \text{ avec } \sum_{\text{phases}} p_k = 1 \quad (\text{II.40})$$

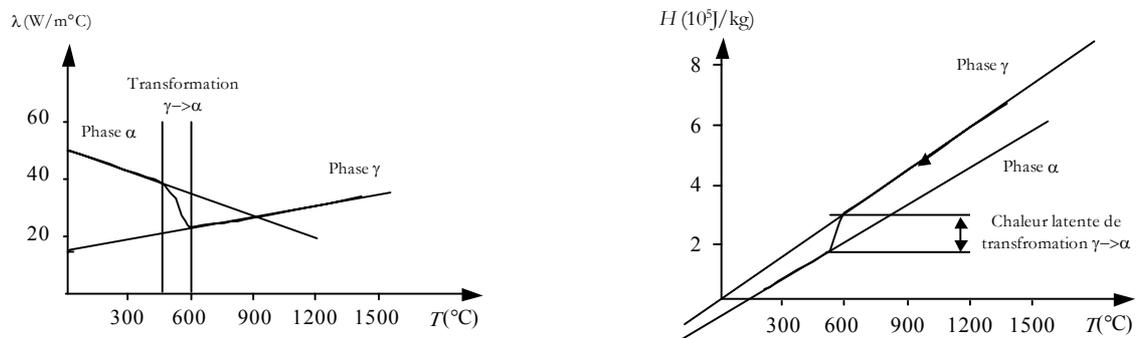
Comme le montre la **Figure II.20**, les enthalpies des différentes phases sont décalées les unes des autres de façon à ce que l'équation (II.40) intègre les chaleurs latentes de transformation. En effet, dans le cas d'une transformation entre 2 phases (1→2), la loi de mélange concernant l'enthalpie donne :

$$H(p_k, \theta) = p_1 H_1(\theta) + p_2 H_2(\theta) \text{ avec } p_1 + p_2 = 1 \quad (\text{II.41})$$

En injectant l'équation (II.41) dans l'équation (II.1), on obtient :

$$\rho \left( p_1 \frac{dH_1}{d\theta} + p_2 \frac{dH_2}{d\theta} \right) \frac{d\theta}{dt} - \text{div}(\lambda \mathbf{grad} \theta) - Q + \rho \dot{p}_2 (H_2 - H_1) = 0 \quad (\text{II.42})$$

équation dans laquelle  $\dot{p}_2 (H_2 - H_1)$  représente l'effet de chaleur latente de transformation et  $p_1 \frac{dH_1}{d\theta} + p_2 \frac{dH_2}{d\theta}$ , la chaleur spécifique du mélange de phases.



**Figure II.20** Conductivité thermique et enthalpie dans le cas des transformations à l'état solide d'un acier faiblement allié

Les effets de chaleur latente à l'état solide sont souvent négligés dans le cas du soudage car ils restent relativement faibles par rapport aux chaleurs latentes de transformation liquide/solide et la quantité de matière transformée reste limitée par rapport aux dimensions de la pièce. Dans le cas du soudage par point, de certains procédés de soudage conventionnels très énergétiques (revêtement feuillard) ou encore de procédés de soudage associés à un traitement thermique (soudage à dureté limitée sous cordon), qui nécessitent une description fine de l'histoire thermique, il est conseillé de prendre en compte, au moins, la chaleur latente de fusion/solidification. Pour la modélisation des traitements thermiques volumiques dans les aciers, toute la pièce subit une transformation à l'état solide et dans ce cas la chaleur latente doit être prise en compte sans équivoque puisque localement des phénomènes de recalescence peuvent même être observés. [FEULVARCH 07] propose une méthode originale pour traiter ces phénomènes afin de régler les difficultés numériques de convergence liées à ces fortes non-linéarités.

L'influence de la mécanique sur la thermique par l'intermédiaire de la dissipation plastique est négligée en raison des déformations et vitesses de déformation relativement faibles mises en jeu par les procédés de soudage [KARLSSON 91]. En considérant un acier avec un coefficient de dilatation constant de  $1,5 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  et une vitesse de refroidissement à  $700 \text{ } ^\circ\text{C}$  de  $50 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{s}$ , constante entre la température de fusion à  $1500 \text{ } ^\circ\text{C}$  et la température ambiante à  $20 \text{ } ^\circ\text{C}$  (ce qui n'est pas vrai dans des conditions réelles de soudage), la vitesse de déformation uniquement liée au retrait thermique est inférieure à  $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Certains procédés de soudage comme le soudage par points mettent en jeu des vitesses de déformations parfois localement supérieures à  $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  [SRIKUNWONG 05].

### 3. TRAITEMENT DU PROBLEME THERMO-METALLURGIQUE ET MECANIQUE

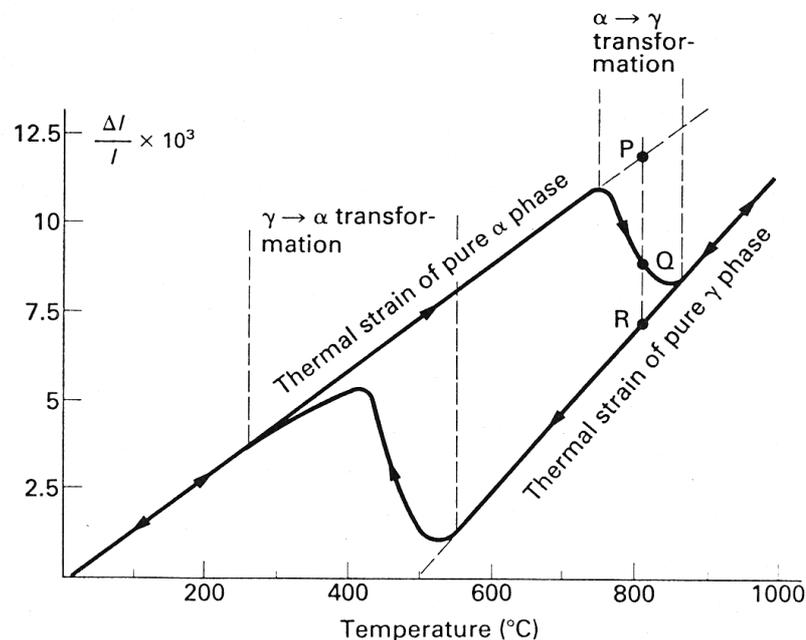
#### 3.1. L'analyse mécanique

L'analyse mécanique repose sur la résolution des équations d'équilibre statique. Les forces d'inerties sont négligées pour la simulation des procédés de soudage et de traitement thermique.

$$\text{div}(\sigma) + f_v = 0 \tag{II.43}$$

En pratique, les forces volumiques sont également négligées. Les conditions aux limites du modèle mécanique interviennent en termes de déplacements et forces imposés. Compte tenu des hypothèses introduites précédemment, l'analyse mécanique est découplée de l'analyse thermique et métallurgique. Elle est ainsi réalisée dans un second temps et considère en entrée les distributions de température et de proportion des différentes phases obtenues par la simulation thermo-métallurgique. Les effets à prendre compte sont :

- la dilatation thermique,
- les changements de volume au cours des transformations, contraction au chauffage et expansion au refroidissement dus à la différence de compacité des deux phases mère et fille (**Figure II.21**),
- la dépendance en fonction des phases de la loi de comportement (les limites d'élasticité des phases sont d'autant plus grandes que ces phases ont été obtenues à vitesse de refroidissement élevée),
- la plasticité induite par les transformations  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ .



**Figure II.21** Exemple d'essai de dilatométrie libre mettant en évidence les changements de volume liés aux transformations métallurgiques au chauffage et au refroidissement dans les aciers [LEBLOND 86]

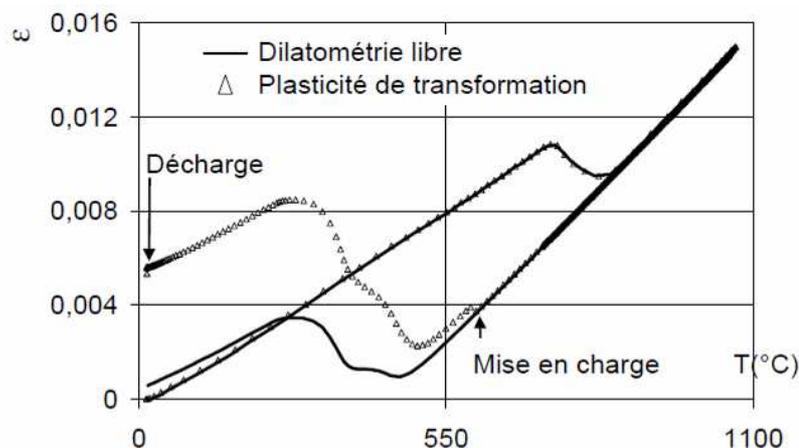
Ces différents effets se retrouvent dans l'expression du taux de déformation total :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^e + \dot{\epsilon}^{th} + \dot{\epsilon}^p + \dot{\epsilon}^{vp} \tag{II.44}$$

où  $\varepsilon^e$  représente le tenseur des déformations élastiques qui est relié au tenseur des contraintes par la loi de Hooke.  $\dot{\varepsilon}^p$  est le taux de déformation plastique totale regroupant les effets dus à la plasticité classique  $\dot{\varepsilon}^{pc}$  et ceux induits par la plasticité de transformation  $\dot{\varepsilon}^{pt}$ .  $\dot{\varepsilon}^{vp}$  est le taux de déformation viscoplastique. Les changements de volume qui se produisent pendant les transformations contribuent fortement à la génération de contraintes et déformations résiduelles. Pour les prendre en compte, il suffit de remplacer la déformation thermique par une déformation thermo-métallurgique :

$$\varepsilon^{th}(\theta) = \sum_{\text{Phases}} p_k \cdot \varepsilon_k^{th}(\theta) \quad (II.45)$$

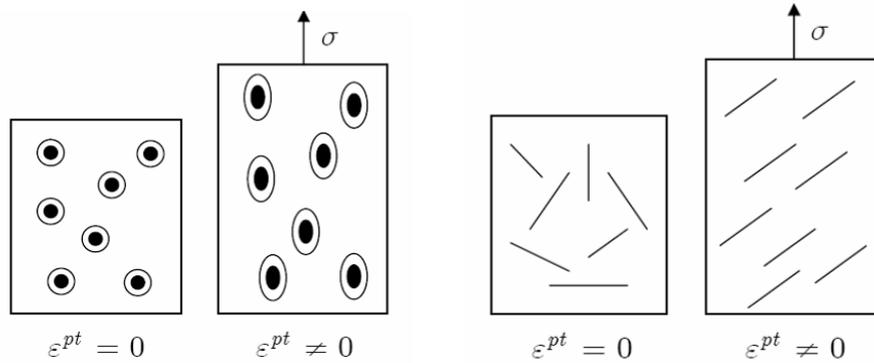
où  $\varepsilon_k^{th}$  représente les déformations thermiques de chacune des phases. Comme le montre la **Figure II.21**, les déformations thermiques diffèrent par leurs pentes qui représentent les coefficients de dilatations des phases mais aussi par leurs ordonnées à l'origine de façon à reproduire les changements de volume au cours des transformations. L'effet du changement de volume au cours de la transformation sur les contraintes résiduelles peut être mis en évidence par un essai de dilatométrie bloqué ou essai Satoh [SATOH 72] (chapitre - III - 2.1). Sur un tel essai, en contrariant le changement de volume induit par la transformation, le signe des contraintes peut être inversé. Cet effet est atténué par la déformation de plasticité de transformation, induite par l'application d'un effort externe au cours des transformations impliquant un changement de volume. Il a été constaté expérimentalement qu'une éprouvette en acier, de structure austénitique, présente, après avoir été trempée sous charge, une déformation résiduelle importante, en plus du simple changement de volume associé à la transformation de phase austénite en martensite. Si le processus austénitisation-trempe sous charge est répété de nombreuses fois, les allongements obtenus peuvent devenir considérables. Une transformation qui s'accompagne d'un changement de volume provoque la déformation plastique de la phase la moins résistante. A l'échelle du grain, plusieurs fronts de transformation se déplacent dans des directions différentes, de sorte que ces déformations plastiques microscopiques, aléatoirement orientées et distribuées, ne se cumulent pas. Il ne reste pas de déformation permanente à l'issue de l'essai de dilatométrie libre ; la contrainte macroscopique reste nulle. En revanche, lorsqu'un effort est appliqué au moment de la transformation, même pour des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité de la phase la moins résistante, une déformation permanente s'installe à l'issue de l'essai, comme le montre la **Figure II.22**.



**Figure II.22** Essais de dilatométrie libre et de plasticité de transformation (dilatométrie sous contrainte) [PETIT 00]

Deux mécanismes de nature totalement différente sont à l'origine de ce phénomène. Le plus important, celui de Greenwood et Johnson, est dû à l'orientation de l'écoulement plastique microscopique par la contrainte appliquée. [GREENWOOD 65] stipule que l'augmentation de volume

provoquée par la transformation engendre des contraintes internes microscopiques suffisantes pour plastifier la phase la plus faible (l'austénite). Ces déformations plastiques microscopiques sont alors orientées dans la direction du chargement appliqué. Or ces dernières n'étant pas orientées de manière aléatoire, l'écoulement plastique microscopique conduit alors à une déformation irréversible visible à l'échelle macroscopique. Le second mécanisme, dit de Magee n'existe que pour la transformation martensitique et résulte de l'orientation des produits de transformation par le chargement appliqué [MAGEE 66]. Dans le cas des transformations martensitiques, il est admis que la variation de volume (partie isotrope de la déformation de transformation) est adaptée par déformation plastique de la phase mère (mécanisme de Greenwood et Johnson) et le cisaillement (partie déviatorique) est adapté par avancée de la transformation ou création d'autres plaquettes d'accommodation (mécanisme de Magee). A l'exception des alliages à mémoire de forme, dont la dilatation de transformation est faible et pour lesquels ce mécanisme est le seul présent, le phénomène de Magee peut bien souvent être négligé ou pris en compte au travers de la modélisation phénoménologique de la plasticité de transformation par le mécanisme de Greenwood et Johnson.



**Figure II.23** Schématisation du phénomène de plasticité de transformation selon le mécanisme de Greenwood-Johnson (à gauche) et selon le mécanisme de Magee (à droite) [GAUTHIER 88]

La plasticité induite par la transformation a été étudiée par de nombreux auteurs qui confirment une proportionnalité de la plasticité de transformation avec la contrainte appliquée ainsi qu'une évolution plus rapide de cette plasticité en début de transformation. Une étude bibliographique a été réalisée par [PETIT 00]. Différents modèles de plasticité de transformation ont été proposés mais la plupart ne concernent que le mécanisme de Greenwood et Johnson. Ils décrivent tous la déformation plastique de transformation, dans le cas d'une contrainte appliquée uniaxiale et constante  $\sigma$ , sous la forme :

$$\epsilon^{pt} = K \cdot \sigma \cdot f(z) \tag{II.46}$$

où  $K$  est un paramètre lié au matériau et  $f(z)$  une fonction traduisant l'évolution de la plasticité de transformation en rapport avec l'avancée de la transformation. Parmi l'ensemble des modèles de comportement plastique des aciers en cours de transformation de phase, le modèle de [LEBLOND 89], qui repose sur une analyse micromécanique, est probablement le plus intéressant car il n'est pas nécessaire d'en caler les paramètres. Leblond suppose que les constantes élastiques sont les mêmes pour toutes les phases en présence et montre que le taux de déformation plastique peut se décomposer en trois termes proportionnels aux vitesses de variation des contraintes, à la température et à la proportion de phase produite. Les deux premiers termes représentent la plasticité classique et la plasticité de transformation apparaît naturellement par l'addition du troisième terme [LEBLOND 86] :

$$\dot{\epsilon}^p = a(\dots)\dot{\sigma} + b(\dots)\dot{\theta} + c(\dots)\dot{z} \tag{II.47}$$

Leblond propose des expressions pour les différentes fonctions intervenant dans (II.46) à partir d'une analyse micromécanique complétée par des simulations par éléments finis à l'échelle microscopique d'abord pour des phases parfaitement plastiques puis pour des phases écrouissables. Pour la plasticité de transformation lors de la transformation entre l'austénite et une phase ferritique, [LEBLOND 89] obtient :

$$K = \frac{2}{3\sigma_y} \frac{\Delta V}{V} \quad , \quad f(z) = z - z \ln(z) \quad (II.48)$$

où  $\Delta V/V$  représente la variation relative de volume entre les phases au cours de la transformation et  $\sigma_y$  la limite d'élasticité de l'austénite. Le modèle de Leblond a récemment été généralisé au cas des matériaux présentant un comportement viscoplastique [VINCENT 03].

Le comportement viscoplastique des métaux se manifeste à haute température, les déformations qui apparaissent sont fonction du temps. La température limite entre la plasticité classique, indépendante du temps, et la viscoplasticité, dépendante du temps, est voisine du tiers de la température de fusion exprimée en Kelvin. La fonction seuil de Von Mises, ou contrainte équivalente au sens de Von Mises qui correspond au deuxième invariant du tenseur des contraintes dont  $\underline{s}$  est la partie déviatorique, est généralement utilisée pour caractériser l'état de contrainte dans les matériaux métalliques :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma_{eq} = J_2(s_{ij}) \quad (II.49)$$

Supposons que l'écrouissage du matériau soit isotrope.  $\sigma_0$  est la limite d'élasticité initiale du matériau non écroui (limite d'élasticité initiale) ; elle est fonction de la température  $\theta$ . Soit  $R$  l'augmentation de la limite d'élasticité par écrouissage du matériau qui elle, est dépendante de la température et de la déformation irréversible  $p$  (déformation plastique ou viscoplastique cumulée qui représente le paramètre d'écrouissage). La limite d'élasticité du matériau écroui s'écrit :

$$\sigma_y(p, \theta) = \sigma_0(\theta) + R(p, \theta) \quad \text{avec} \quad p = \int_0^t \dot{\epsilon}_{eq}^p dt \quad \text{et} \quad \dot{\epsilon}_{eq}^p = \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij}^p \cdot \dot{\epsilon}_{ij}^p} \quad (II.50)$$

En élasto-plasticité dépendante du temps, pour un matériau non écroui, les contraintes vérifient le critère de plasticité  $f(\sigma_{ij}) = \sigma_0(\theta)$  si le matériau plastifie et  $f(\sigma_{ij}) < \sigma_0(\theta)$  si le matériau est dans le domaine élastique ; et pour un matériau écroui,  $f(\sigma_{ij}) = \sigma_y(p, \theta)$  si le matériau plastifie et  $f(\sigma_{ij}) < \sigma_y(p, \theta)$  si le matériau est dans le domaine élastique.

En viscoplasticité, la fonction seuil dépasse la limite d'élasticité effective  $\sigma_y$ . La différence, appelée contrainte visqueuse, s'exprime sous la forme  $\sigma_v = \eta \cdot \dot{p}^{\frac{1}{n}}$  où  $\eta$  et  $n$  sont des paramètres visqueux du matériau dépendant de la température. Cette description phénoménologique des effets visqueux conduit à exprimer l'écrouissage de manière additive ce qui amène à une loi de comportement du type suivant, utilisée par [DEPRADEUX 04] pour la simulation du soudage :

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \cdot \dot{p} \cdot \frac{s_{ij}}{\sigma_{eq}} \quad \text{avec} \quad \dot{p} = \left( \frac{\langle \sigma_{eq} - \sigma_y \rangle}{\eta} \right)^n \quad \text{et} \quad \langle \sigma_{eq} - \sigma_y \rangle = \max(0, (\sigma_{eq} - \sigma_y)) \quad (II.51)$$

D'autres auteurs expriment l'écroutissement de manière multiplicative  $f(\sigma_{ij}) = \sigma_y(p, \theta) + Kp^{\frac{1}{m}} \cdot \dot{p}^{\frac{1}{n}}$ , ce qui conduit à la relation suivante [VINCENT 02] :

$$\dot{p} = \left( \frac{\langle \sigma_{eq} - \sigma_y \rangle}{K \cdot p^{\frac{1}{m}}} \right)^n \quad (II.52)$$

En jouant sur la valeur du coefficient  $m$ , il est possible de passer d'une expression multiplicative à une expression additive de l'écroutissement.

Une des principales manifestations de l'anisotropie des déformations permanentes est l'effet Bauschinger. Ce dernier est mis en évidence lorsqu'une éprouvette est soumise à un essai de traction suivi d'un essai de compression. La traction écroute le matériau dans le sens de la traction mais l'adoucit dans le sens de la compression. En valeur absolue, la limite d'élasticité en compression est plus faible que la limite initiale en compression [LEMAITRE 04]. Les déformations permanentes étant hétérogènes d'un cristal à l'autre, la compatibilité des déformations aux joints de grains ne peut être assurée que par des microdéformations élastiques qui subsistent partiellement après cessation de la sollicitation en créant des microcontraintes résiduelles auto-équilibrées. Ces microcontraintes sollicitent les cristaux à l'état neutre et peuvent augmenter ou diminuer la sollicitation extérieure nécessaire pour produire de nouveaux glissements et ce, de manière différente selon les directions considérées. Des essais de traction cycliques permettent de qualifier la nature de l'écroutissement : purement cinématique, purement isotrope ou combinée avec une part isotrope et un complément cinématique. Si le matériau présente une part d'écroutissement cinématique et qu'il subit plusieurs cycles de traction/compression au cours du procédé modélisé (soudage multi-passes par exemple), il est conseillé de prendre en compte la nature réelle de son écroutissement pour l'estimation des contraintes résiduelles. Cela nécessite l'identification de paramètres supplémentaires permettant de décrire la translation de la surface de charge par l'intermédiaire d'une variable tensorielle déviatorique d'écroutissement cinématique  $\chi$ . Le critère s'écrit alors :

$$f(\sigma_{ij}) = J_2(s_{ij} - \chi_{ij}) - \sigma_y \leq 0 \quad (II.53)$$

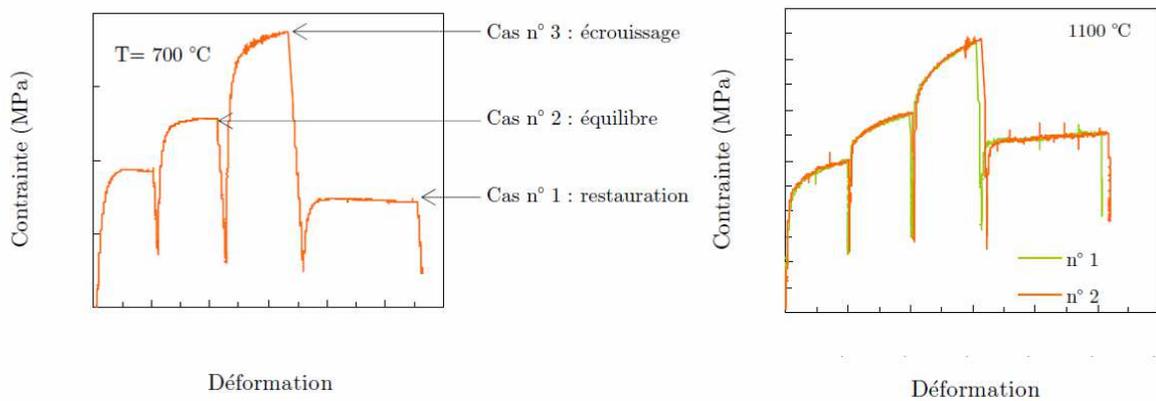
En général, une loi de mélange linéaire sur les propriétés physiques et mécaniques pondérées par la fraction volumique de chacune des phases permet de rendre compte du comportement multi-phasé du matériau [INOUE 85], [GAUTHIER 94], [VIDEAU 94]. Dans le cas particulier des aciers, la loi de mélange proposée par [LEBLOND 86] pour définir la charge limite d'un écoulement plastique est également linéaire pour un mélange composé uniquement de phases ferritiques (équation (II.54)). En revanche, la contrainte limite homogénéisée d'un mélange austéno-ferritique ne l'est pas (équation (II.55)). Les valeurs de la fonction  $f(z)$ , où  $z$  est le taux de phase ferritique formée, ont été plus récemment affinées par [DEVAUX 98] et révèlent que plus la proportion de phase ferritique est faible, plus la limite homogénéisée s'éloigne de la loi de mélange linéaire.

$$\sigma_y = \sum_{\text{phases}} p_k^\alpha \cdot \sigma_y^\alpha \quad (II.54)$$

$$\sigma_y = (1 - f(z))\sigma_y^\gamma + f(z)\sigma_y^\alpha \quad (II.55)$$

Selon [LEMAITRE 04], l'écroutissement du matériau peut difficilement être négligé même à haute température où le faible taux d'écroutissement observé est dû à une compétition entre un terme de durcissement et la restauration provoquée par l'agitation thermique. Cette compétition entre

consolidation et adoucissement est clairement mise en évidence sur des essais de traction à différentes vitesses de sollicitation (**Figure II.24**). Pour les essais réalisés à vitesses de déformation plus élevées, la consolidation est dominante. Sur ces essais interrompus avec maintien de la déformation pendant 20 s, la relaxation des contraintes n'est pas totale et la restauration de l'écroutissage moins marquée sur l'essai à 1100 °C. Lors des essais de traction à chaud, pour lesquels la modification de la microstructure initiale (à température ambiante) est thermiquement activée (recristallisation, mise en solution ou coalescence des précipités), il est souvent difficile d'interpréter les résultats en distinguant les effets visqueux intrinsèques (systématiquement présents avec une intensité dépendante du matériau et de la température) des phénomènes de fluage ou encore de transformations métallurgiques pour lesquelles la notion de temps intervient. Ainsi, la perte de résistance mécanique lors du dernier chargement à 700 °C par rapport à la première mise en charge peut être due à une modification de la microstructure initiale ou à une évanescence de l'état résiduel de fabrication des éprouvettes. L'essai à 1100 °C ne met pas en évidence cet adoucissement pour des vitesses de sollicitation comparables ; la structure austénitique est peut-être plus stable et l'état initial totalement restauré dès la première traction de l'éprouvette.

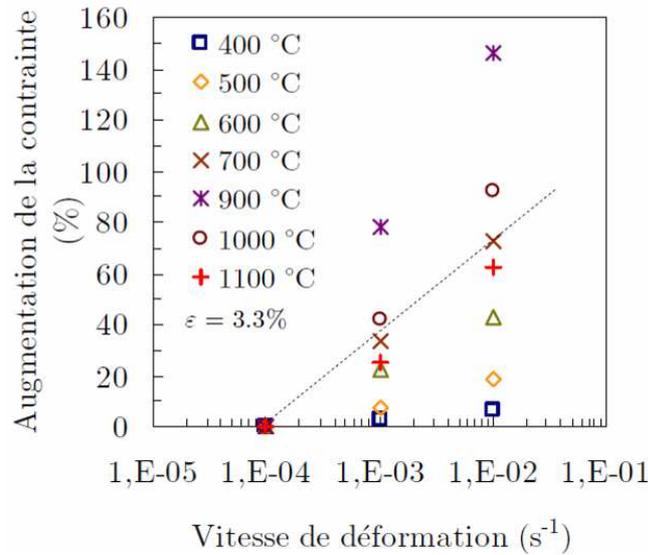


**Figure II.24** Essais de traction sur l'acier à différentes températures (à 700 °C structure ferritique et à 1100 °C structure austénitique) et pour différentes vitesses de déformation ( $2.10^4 s^{-1}$ ,  $1.10^3 s^{-1}$ ,  $1.10^2 s^{-1}$ ,  $1.10^4 s^{-1}$ ) [SAINT-GERMAIN 06]

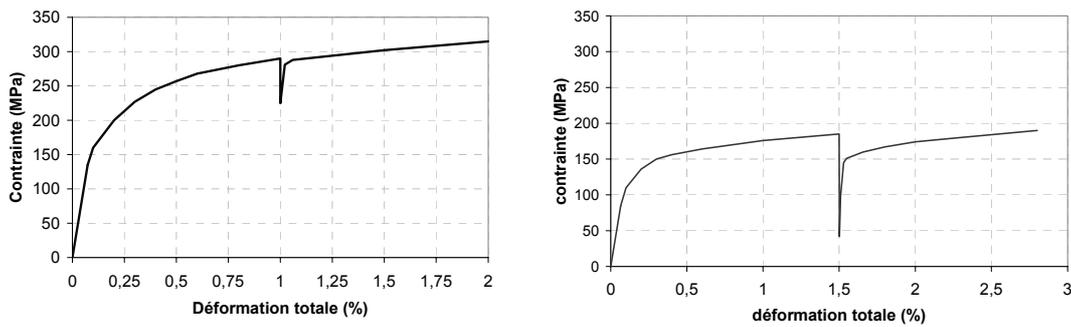
### 3.2. Le comportement des métaux à hautes températures

#### 3.2.1. Les phénomènes visqueux en cours de soudage

A la différence des procédés de mise en forme à chaud, forgeage, laminage, emboutissage à chaud, les effets viscoplastiques ont longtemps été négligés dans les simulations de soudage, en dehors du cas particulier du soudage par friction malaxage [FEULVARCH 06B], arguant du fait que le soudage met en jeu des temps courts et que les vitesses de déformation demeurent faibles par rapport aux premiers procédés cités. Or, des travaux récents mettent clairement en lumière l'effet de la vitesse de déformation sur l'augmentation de la contrainte d'écoulement au-delà du tiers de la température absolue de fusion et ceci dans des conditions de sollicitation proches de celles observées au cours du soudage [SRKUNWONG 05], [SAINT-GERMAIN 06]. Cette sensibilité de la limite d'élasticité à la vitesse de déformation est visible dès 400 °C et augmente à mesure que les températures approchent 1000 °C, ce qui est mis également en évidence par [VINCENT 02] pour un acier présentant des transformations métallurgiques et par [DEPRADEUX 04] pour un acier inoxydable austénitique sans transformation (**Figure II.25** et **Figure II.26**).



**Figure II.25** Evolution pour les températures élevées de l'augmentation relative de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation (la vitesse la plus faible  $1.10^4 \text{ s}^{-1}$  sert de référence) [SAINT-GERMAIN 06]



**Figure II.26** Essais d'érouissage-relaxation à 200 °C : relaxation à 1% de déformation totale pendant 1000 s (à gauche) - Essais d'érouissage-relaxation à 800 °C : relaxation à 1,5% de déformation totale pendant 500 s (à droite) [DEPRADEUX 04]

Pour un acier inoxydable austénitique, [DEPRADEUX 04] considère, au-delà de 1000 °C, un comportement du matériau de type fluide non newtonien tendant vers un fluide newtonien au-delà de la température de fusion en faisant varier linéairement la viscosité et le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation jusqu'à 1 :

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{vp} = \frac{3}{2} \frac{s_{ij}}{\eta} \tag{II.56}$$

Cette approche, justifiée par une restauration totale de l'érouissage de manière quasi instantanée à très hautes températures, semble donner des résultats en bon accord avec les observations expérimentales. Dans le cas d'une structure mince, les effets de flexion sont importants et influencent les contraintes résiduelles. La représentation correcte de ces effets de flexion nécessite des données matériaux suffisamment fines qui prennent en compte les effets visqueux au cours du soudage. Les négliger conduit d'une manière générale à une sous estimation de l'amplitude des déplacements et notamment de la flèche maximale. Cette sensibilité aux données matériaux n'est toutefois pas aussi importante dans le cas d'une structure épaisse. A défaut d'obtenir expérimentalement les caractéristiques matériaux proches de la température de fusion, le choix de cette méthode d'extrapolation des propriétés

visqueuses est sans doute préférable à l'utilisation d'un comportement élasto-plastique à partir d'extrapolations hasardeuses pouvant de surcroît entraîner des difficultés de convergence ou au choix arbitraire d'une température de coupure qui borne les propriétés mécaniques comme le propose **[LINDGREN 01B]**.

### 3.2.2. Effets de revenu

Dans le domaine des températures inférieures à la température de début de transformation austénitique, l'effet du chauffage de l'acier provoque un revenu des structures métallurgiques dites brut de trempe. D'une manière plus générale, pour les matériaux métalliques, à l'issue d'une opération impliquant des cycles de chauffage à hautes températures suivis de refroidissement rapide, il subsiste un état structural hors équilibre qui confère des propriétés parfois défavorables pour le comportement en service. Par exemple, la structure martensitique obtenue après transformation de l'austénite dans des conditions de refroidissement rapide (ou martensite brut de trempe) présente une résistance mécanique remarquable mais une grande fragilité. Le revenu induit par un nouveau cycle thermique de soudage ou un traitement thermique approprié a pour effet de provoquer :

- une précipitation convenablement durcissante dans une zone où les précipités ont été mis en solution et les principaux éléments d'alliage maintenus en sursaturation,
- un adoucissement d'une structure exagérément durcie.

La modélisation des effets de revenu de la bainite et de la martensite est particulièrement importante pour la prédiction des contraintes et distorsions résultant d'une opération de soudage multi-passes. En effet, le revenu a pour effet de réduire la limite d'élasticité du matériau. Dans le cas du soudage multi-passes, chaque passe crée un effet de revenu sur les Z.A.T. engendrées lors des passes précédentes ce qui conduit à des modifications de l'état de contrainte local. Le revenu a pour effet de réduire la limite d'élasticité du matériau par précipitation de carbures dans la martensite, transformation de l'austénite résiduelle en ferrite et cémentite et transformation des carbures en cémentite. Leblond, propose d'utiliser l'équation (II.37) pour simuler des pseudo-transformations d'une structure brut de trempe vers une structure totalement revenue. Les paramètres de la cinétique de transformation associée au revenu des structures brut de trempe ont été identifiés par **[VINCENT 02]** dans le cadre de la caractérisation de l'acier 16MND5 pour la simulation numérique d'un traitement de détensionnement. L'utilisation de paramètre d'équivalence du revenu,  $P_c$ , entre le temps et la température, permet de procéder selon la même méthodologie à l'identification des cinétiques de revenu pour des cycles thermiques très courts en relation avec les procédés de soudage.  $P_c$  est défini par la relation suivante **[BLONDEAU 75]** :

$$P_c = \left( \frac{1}{\theta} - \frac{nR}{\Delta H} \log \left( \frac{t}{t_0} \right) \right)^{-1} \quad (\text{II.57})$$

où  $\theta$  est la température en Kelvin,  $t$  le temps,  $t_0$  l'unité de temps (en général pris à 1),  $n$  le logarithme népérien de 10,  $R$  la constante des gaz parfaits et  $\Delta H$  l'énergie d'activation du phénomène étudié en J/mole. Dans le cas de certains procédés de soudage multi-passes, pour lesquels un traitement de détensionnement thermique n'est pas possible, l'effet de revenu inter-passe est exploité pour diminuer la fragilité de la Z.A.T. : il est question de soudage à dureté limitée sous cordon (temper bead en anglais). Le revenu de la structure métallurgique s'accompagne également d'une restauration du métal écroui et donc perte, parfois seulement partielle du durcissement dû à l'écrouissage. Lors des traitements de détensionnement, cet effet n'est pas nécessairement modélisé car il est pris en compte par une pseudo-

transformation entre deux microstructures de comportement mécanique différent. En revanche comme des temps longs sont mis en jeu (plusieurs heures au-delà de 600 °C pour les structures massives en acier), l'écoulement devient dépendant du temps et une loi de comportement visco-plastique est nécessaire pour estimer la relaxation des contraintes [LEBLOND 97], [VINCENT 02].

### 3.2.3. Phénomènes de restauration et de recristallisation

Plusieurs définitions, recouvrant des réalités physiques différentes, peuvent être regroupées sous le même terme de restauration. Un premier phénomène renvoie à un mécanisme microstructural associé au phénomène de recristallisation. Pour que cette dernière s'opère, plusieurs conditions doivent être réunies :

- la température doit atteindre 0,4 à 0,5 fois la température absolue de fusion de l'alliage, soit plus de 600 °C pour un acier, ce qui est le cas pour la zone proche du cordon de soudure ;
- la recristallisation consiste en la formation de nouveaux grains s'accompagnant d'une diminution considérable de la densité des dislocations par un processus de germination et croissance nécessitant un temps d'incubation pour s'initier. La durée du maintien à haute température joue donc un rôle essentiel sur la cinétique de recristallisation : la restauration de l'écrouissage peut donc être totale ou partielle selon la durée du maintien à haute température ;
- il faut que la structure atteigne un taux d'écrouissage critique (2 à 4%) pour qu'il existe des sites dont l'énergie soit suffisante pour favoriser la germination de nouveaux grains. La recristallisation s'opère sur un matériau ayant déjà subi une déformation plastique significative.

Un second phénomène de restauration concerne le comportement mécanique du matériau sans relation aux mécanismes microstructuraux précédemment évoqués. La restauration désigne une recouvrance totale ou partielle de l'écrouissage. Les mécanismes conduisant à l'évanescence de l'effet de l'écrouissage peuvent être liés à la restauration au sens microstructural, mais aussi résulter d'un changement de phase au cours duquel la phase qui apparaît ne se trouve pas dans le même état de densité de dislocation que celui de la phase au détriment de laquelle elle se forme. Ainsi, il est souvent admis que l'opération de soudage efface localement l'histoire du matériau ayant subi une transformation précédente (trempe, mise en forme...) pour y introduire ses propres conséquences métallurgiques et mécaniques. Lors d'une transformation métallurgique, la restauration d'écrouissage traduit la non transmission de l'écrouissage de la phase parente à la phase produite. Cette restauration si elle s'opère peut être partielle ou totale. En considérant un modèle avec deux jeux de variables d'écrouissage, l'un pour décrire le comportement de la phase mère et l'autre pour décrire celui de la phase fille, [LEBLOND 89] permet de modéliser la restauration de l'écrouissage lors des changements de phase. Dans le cas de l'écrouissage isotrope, l'écrouissage de la phase austénitique est piloté par la variable scalaire  $\varepsilon_{eq\gamma}^p$  et celui de la phase ferritique par  $\varepsilon_{eq\alpha}^p$ . La restauration de l'écrouissage lors de la transformation de l'austénite en une phase ferritique au travers d'un coefficient de mémoire  $m$  compris entre 0 (restauration totale) et 1 s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_{eq\alpha}^p = \dot{\varepsilon}_{eq\gamma}^p - (1 - m) \cdot \dot{\varepsilon}_{eq\alpha}^p \quad (II.58)$$

Suite à l'interprétation d'essai de transformation avec écrouissage préalable de l'acier 16MND5 à l'état austénitique, [PETIT 00] conclut que l'écrouissage de l'austénite est partiellement transmis lors de la transformation bainitique (la diffusion n'étant pas suffisante pour effacer l'écrouissage de l'austénite) et ne l'est pas du tout lors de la transformation martensitique. La martensite contient intrinsèquement une forte densité de défauts cristallins dont des dislocations qui masquent sans doute l'écrouissage préalable de la phase parente. Toutefois, ces affirmations demeurent qualitatives et sont difficilement

généralisables au cas de tous les aciers. De plus, elles sont en contradiction avec les réflexions de [LEBLOND 89] basées sur une communication privée de Friedel qui suggère de considérer une restauration totale de l'écroissage lors de la transformation bainitique et une transmission totale de l'écroissage dans le cas de la transformation martensitique qui, du fait des faibles déplacements atomiques impliqués au cours de cette transformation, devrait préserver l'arrangement des dislocations et donc l'écroissage associé. À défaut d'information quantifiable et sûre, il est préférable de considérer une restauration totale de l'écroissage lors des transformations. Certains modèles de comportement intègrent directement une variable de restauration d'écroissage [DEPRADEUX 04], d'autres considèrent une pseudo-transformation entre deux phases pour modéliser ce phénomène via un coefficient de mémoire : les deux approches donnent des résultats très équivalents lors de la simulation numérique de la procédure de fabrication des liaisons bimétalliques (Figure II.27).

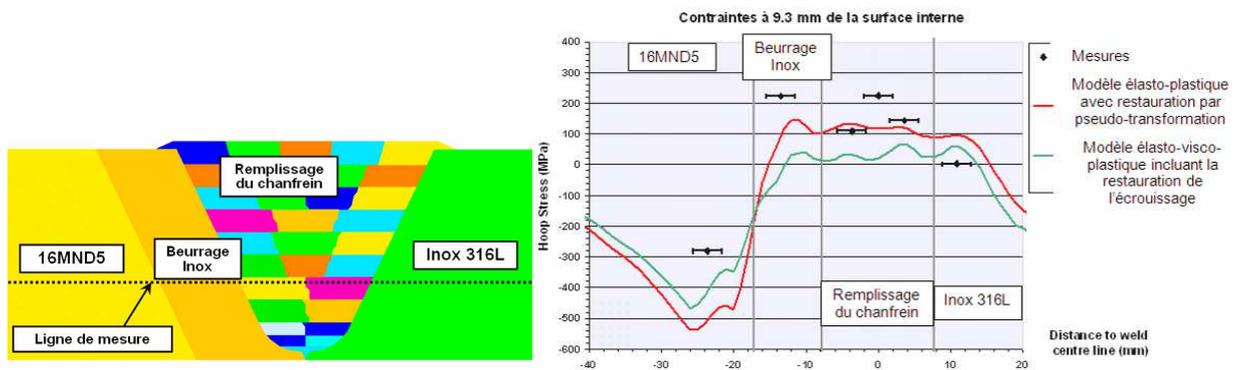


Figure II.27 Contraintes résiduelles de fabrication estimées avec deux modèles de comportement différents pour lesquels la corrélation avec les mesures est très satisfaisante [GILLES 08]

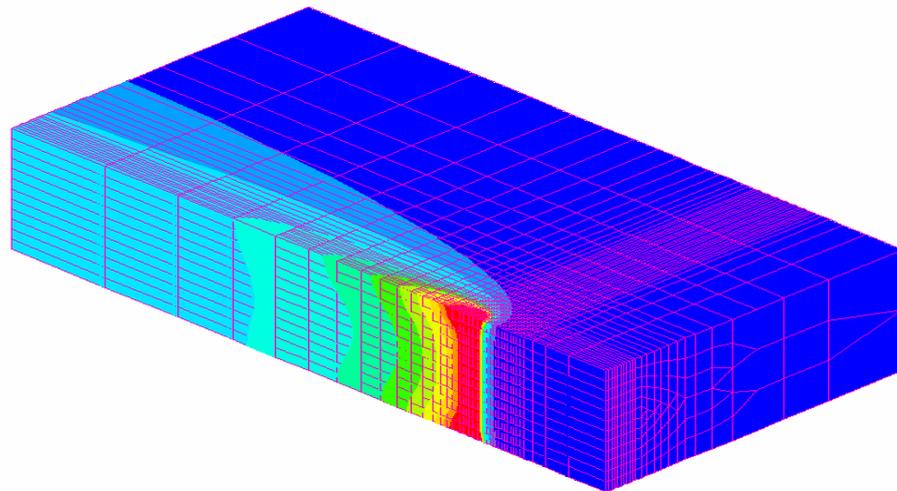
## 4. OUTILS ET METHODES

Comme nous l'avons vu dans les précédents paragraphes, la méthode des éléments finis est bien adaptée à la détermination des contraintes et distorsions résiduelles de soudage. La simulation est généralement menée en deux étapes. Dans une première étape, le calcul temporel des distributions de température et des proportions de phase est réalisé. Pour cette analyse, le champ de température est recherché par éléments finis alors que les proportions de phase sont calculées aux points d'intégration des éléments. Dans un second temps, la simulation mécanique utilise ces précédents résultats pour évaluer les déplacements (aux nœuds du modèle) et les contraintes (aux points d'intégration des éléments). Les analyses thermo-métallurgique et mécanique sont généralement réalisées sur le même maillage mais selon les exigences, il est possible de transporter les résultats d'un maillage sur un maillage différent par interpolation nodale des températures et des valeurs aux points d'intégration moyennées aux nœuds. Les procédés de soudage induisent des gradients de température, de microstructure et de contrainte très importants au voisinage de la source de chaleur. Dans le cas de certains procédés à haute densité d'énergie, comme le soudage par faisceau d'électrons, ces gradients sont d'autant plus importants que la Z.A.T. est étroite. Cette source de chaleur étant mobile, cela conduit à des maillages tridimensionnels extrêmement denses à proximité et tout le long du (ou des) joint(s) soudé(s) et donc à des temps de résolution rarement acceptables dans un contexte industriel. Des méthodes spécifiques doivent alors être mises en œuvre en fonction des objectifs à atteindre pour réduire le coût du calcul tout en conservant une qualité acceptable des résultats.

### 4.1. Calcul d'états stationnaires

Afin de reproduire au mieux les cycles thermiques en chaque point de la structure, il est essentiel de procéder à une analyse tridimensionnelle permettant de modéliser l'avancée de la source de chaleur. Le phénomène de conduction thermique dans la structure étant strictement tridimensionnel, il est souhaitable de considérer la structure géométrique ainsi que ses supports dans leur intégralité afin de prendre correctement en compte les inerties thermiques. Pour réduire la taille des modèles, le voisinage de la structure ou les parties de grandes dimensions éloignées de la zone soudée peuvent être modélisées via certains artifices comme les transformations de l'espace [DUAN 07]. De très nombreux procédés de soudage mettent en œuvre une source de chaleur se déplaçant à vitesse constante sur la paroi du composant. La simulation numérique de ces procédés nécessite, en toute rigueur, des analyses transitoires s'appuyant sur des maillages très fins susceptibles d'accueillir la source de chaleur dans chacun de ses déplacements. En pratique, pour une grande partie des procédés concernés, l'expérience montre l'existence d'un régime quasi-stationnaire sur la majorité du trajet de la source. Dans de nombreuses situations, les champs thermiques, métallurgiques et mécaniques présentent un état quasi-stationnaire sur une grande partie du trajet de soudage. Une méthode pour rechercher directement cet état stationnaire en formulant le problème dans un référentiel lié à la source de chaleur peut être utilisée [BERGHEAU 00]. Une telle approche, lorsqu'elle est possible et justifiée, présente de nombreux avantages : d'une part, la source de chaleur est fixe, le maillage ne doit donc être raffiné qu'au voisinage de cette dernière et non sur toute la trajectoire de la soudure, d'autre part, la solution stationnaire est obtenue en un seul pas, ce qui évite un coûteux calcul des états transitoires. Une fois la simulation stationnaire réalisée, il est possible de poursuivre le calcul par une analyse transitoire pas à pas afin d'étudier les effets de bord en fin de soudage. En ce qui concerne les aspects thermiques, le problème à résoudre fait apparaître un terme de convection supplémentaire. La méthode employée repose sur une technique S.U.P.G. (Streamline Upwind Petrov Galerkin) qui permet d'éliminer les oscillations habituellement rencontrées dans ce cas [BERGHEAU 05]. En ce qui concerne les aspects métallurgiques et mécaniques, le

problème est différent. Les équations régissant les transformations de phase et le comportement mécanique des matériaux doivent être intégrées le long des lignes de courant du procédé. Le maillage doit donc être obtenu par une transformation géométrique de type propagation d'une section le long d'une génératrice, ce qui rend la méthode difficilement généralisable aux structures géométriques complexes. La **Figure II.28** montre les résultats thermiques d'un calcul stationnaire dans le cas d'un soudage par faisceau d'électrons (FE) de tôles d'acier. Comme pour les analyses transitoires, l'apport d'énergie est lié à la définition d'une source de chaleur de forme adéquate, avec éventuellement une modification des propriétés thermophysiques de façon artificielle au dessus de la température de fusion [LINDGREN 01B]. L'augmentation de la conductivité thermique, sans simuler les courants de Marangoni, permet ainsi d'homogénéiser la température dans le bain fondu.

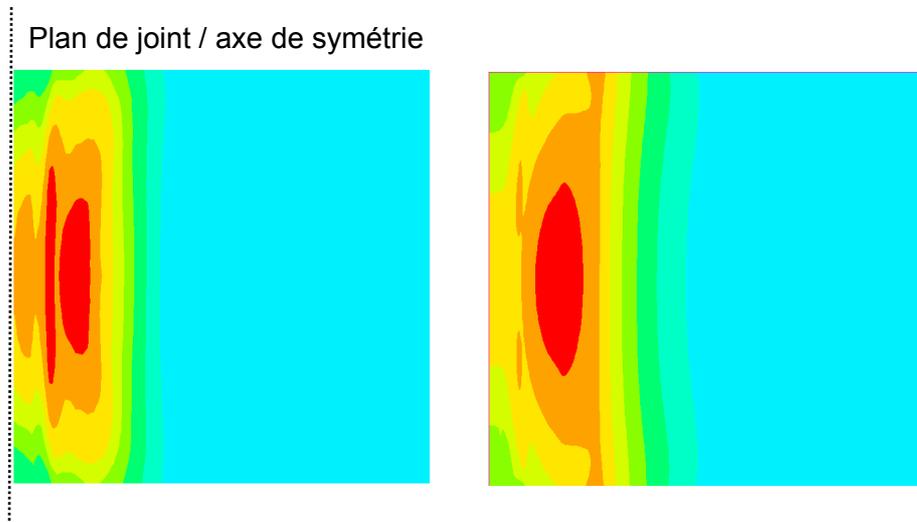


**Figure II.28** Etat stationnaire thermique obtenu par soudage FE de tôles d'acier avec une coupe au niveau du plan de joint : en rouge figure la zone fondue

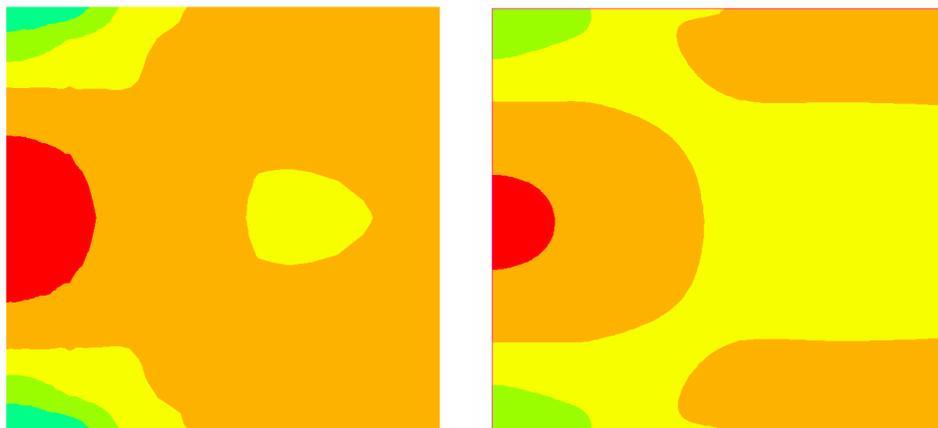
La résolution en régime stationnaire est d'autant plus valide que la soudure est longue et déposée sur une structure de grande dimension. Si l'intérêt est porté sur l'estimation des contraintes dans la zone courante, il est inutile de considérer les effets de bord et donc de simuler la fin du soudage qui consiste à faire sortir la source de chaleur de la structure.

#### 4.2. Analyse transitoire « pas à pas »

Une première solution pour réduire les temps de calcul consiste à réaliser des simulations bidimensionnelles. Celles-ci sont généralement réalisées sur une section transversale, perpendiculaire au sens de soudage, avec une hypothèse de déformation plane, éventuellement généralisée pour les soudures longitudinales sur plaques, ou axisymétrique pour les soudures circonférentielles sur tubes [DEVAUX 00]. Ces simulations permettent de bien retrouver les contraintes transverses dans le plan modélisé mais surestiment en général les contraintes dans le sens de soudage par rapport à celles obtenues en zone courante par une modélisation tridimensionnelle. La **Figure II.29** et la **Figure II.30** illustrent cet effet dans le cas du soudage traversant d'une plaque d'aluminium.



**Figure II.29** Distribution des contraintes longitudinales à l'issue du soudage traversant d'une plaque d'aluminium (calcul 3D à gauche, calcul 2D à droite avec le même niveau de contrainte associé à l'échelle des couleurs)



**Figure II.30** Distribution des contraintes transverses à l'issue du soudage traversant d'une plaque d'aluminium (calcul 3D à gauche, calcul 2D à droite)

En général, ces simulations ne permettent pas de représenter correctement les déformations du joint soudé. En particulier, dans le cas axisymétrique, le métal est déposé ou fondu en une seule fois sur toute la circonférence. Le bridage créé par la rigidité des zones froides en avant et en arrière du métal fondu, ou proche de la zone en fusion, n'est ainsi pas reproduit et ceci peut conduire à des écarts très importants sur les déformations résiduelles. Seule une simulation tridimensionnelle, [LEBLOND 97], ou l'utilisation de conditions aux limites particulières aux extrémités des modèles bidimensionnels, [ROBIN 08B], permet de reproduire cet effet.

L'autre difficulté à laquelle se heurte la simulation bidimensionnelle concerne l'application du chargement thermique qui s'avère moins représentatif que l'utilisation d'une source de chaleur suivant la trajectoire de soudage. L'absence de conduction thermique dans la direction perpendiculaire au plan modélisé amène à utiliser d'autres sollicitations thermiques pour reproduire les cycles thermiques au niveau de la soudure. [DEPRADEUX 04] fait référence à l'application d'un champ de température imposé sur

le métal déposé et à l'utilisation d'un flux de chaleur imposé. La première technique nécessite de connaître ce cycle thermique à partir de mesures, de résolutions analytiques ([ROSENTHAL 41]) ou de simulations 3D plus réalistes ([ROBIN 06]) ; la seconde, quant à elle, impose un ajustement de la distribution, du niveau et de la durée d'application du flux de chaleur. Le calcul thermique n'est pas pénalisant quant à sa durée vis-à-vis de la simulation thermo-mécanique du soudage associé. L'approche qui consiste à simuler les aspects thermo-métallurgiques en 3D et à transporter cette histoire sur un modèle 2D destiné à calculer les conséquences mécaniques est sans doute la meilleure pour garantir la représentativité du chargement thermique. Pour le soudage multi-passes, la technique du groupage des passes est quelques fois employée pour réduire la durée des calculs [DEVAUX 00]. Dans la même optique, certains auteurs comme [CAI 03] ou [ELCOATE 04] ont étendu ces approches simplifiées aux simulations tridimensionnelles en appliquant le chargement thermique partie par partie sur un cordon de soudure découpé en plusieurs portions dans le sens de soudage.

Dans certaines configurations très particulières, où le profil de température dans l'épaisseur est linéaire voire quadratique, l'utilisation d'éléments de coque spatiale peut être adoptée. Il s'agit notamment du soudage bout à bout traversant par faisceau laser ou faisceau d'électrons. Pour lever ces limitations, le couplage entre éléments de coque et éléments massifs est souvent utilisé [DUAN 07]. La partie massive est réservée à la modélisation des régions proches de la soudure ce qui ne permet pas d'obtenir de gain remarquable en taille de modèle puisqu'il s'agit de la zone à forte densité de nœuds. Pour conserver l'intérêt de l'utilisation d'un maillage mixte, [FAURE 04] propose de mettre en œuvre un bloc 3D qui se déplace avec la source de chaleur. En arrière, dans la zone ne présentant pas de gradient thermique dans l'épaisseur, les résultats sont transférés sur les stations des éléments de coque (Figure II.31).

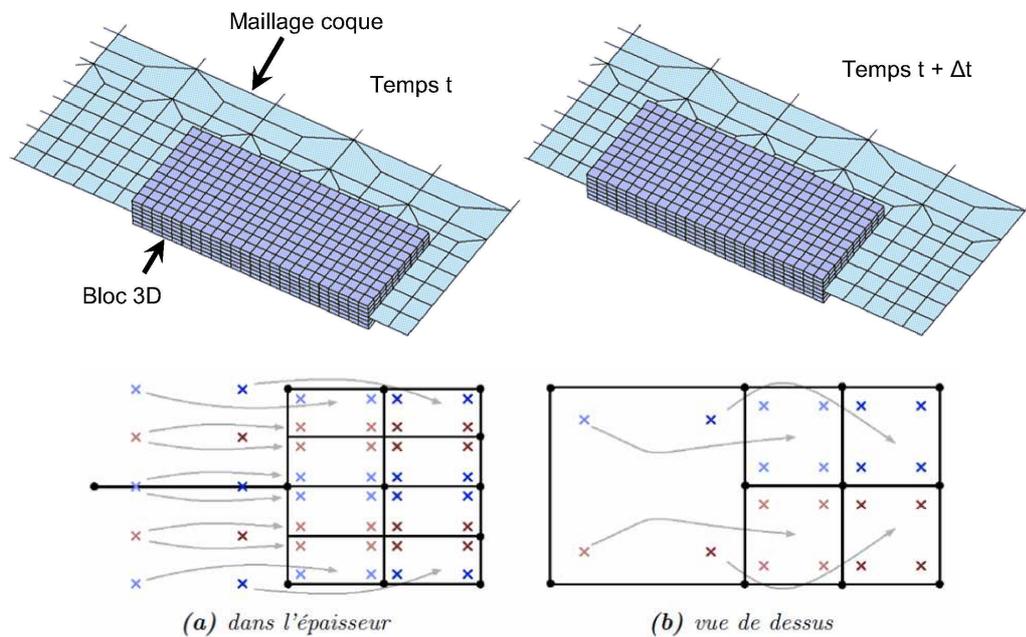
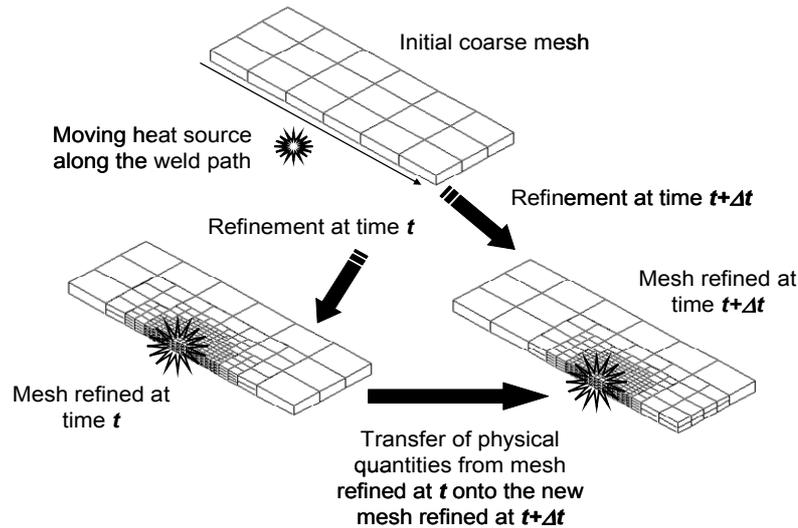


Figure II.31 Bloc 3D mobile sur un maillage en éléments de coque et illustration du transfert des résultats entre les deux familles d'éléments finis [FAURE 04]

### 4.3. Analyse transitoire avec maillage adaptatif

Une autre façon de réduire la taille des maillages nécessaires aux simulations tridimensionnelles est d'utiliser une approche adaptative (Figure II.32). Il existe plusieurs familles de méthode d'adaptation

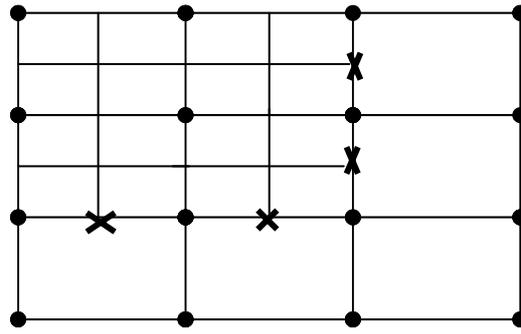
de maillage. Celle qui repose sur un positionnement optimal des nœuds est connue sous le nom de méthode  $r$ , celle qui consiste à augmenter le nombre de nœuds en diminuant la taille des éléments est appelée méthode  $h$  et enfin pour la méthode  $p$  l'ordre d'approximation des éléments augmenté. L'approche présentée ici et que nous avons choisie d'implémenter et de mettre en œuvre est de type  $h$  ; le maillage est raffiné au voisinage de la source de chaleur en suivant son déplacement le long du joint et puis, une fois la source passée, le maillage est « déraffiné ».



**Figure II.32** Illustration de la procédure de raffinement mobile de maillage [ROBIN 98]

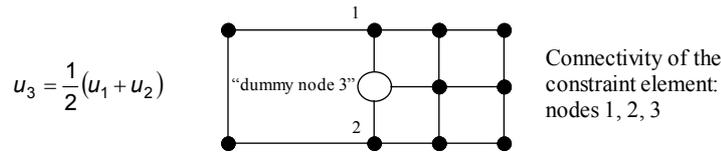
A la différence des méthodes utilisant des éléments enrichis comme le propose [MCDILL 87], les éléments finis classiques sont ici découpés de manière dichotomique et isotrope. Cette technique permet d'être applicable, sans restriction, à tout type d'élément isoparamétrique et même sur un maillage présentant un mélange d'éléments. Par exemple, un hexaèdre est découpé une première fois en huit hexaèdres topologiquement identiques. Si la taille des éléments obtenus est toujours jugée trop grande, ces huit éléments sont à leur tour découpés et ainsi de suite si nécessaire. En effet pour la simulation du soudage, la taille requise des éléments est déterminée par un critère empirique qui se déplace avec la source de chaleur de manière à conserver un maillage discrétisé identiquement pour l'analyse thermique et mécanique. Les méthodes d'adaptation de maillage basées sur des estimateurs d'erreur, dont [DUAN 07] et [HAMIDE 08] détaillent la mise en œuvre, nécessitent une étape préliminaire qui alourdit des analyses déjà fortement complexes. De plus, l'expérience de la simulation numérique du soudage et le bon sens suffisent en général à définir une cartographie de découpage adaptée. L'utilisation d'un estimateur d'erreur à posteriori permet toutefois de contrôler le choix initial de la taille d'élément [LINDGREN 97]. Evidemment, pour conserver une bonne confiance dans les résultats, qui doivent mettre en évidence les gradients de contrainte dans la Z.A.T. par exemple, il faut définir une discrétisation initiale du maillage suffisamment fine. Des analyses bidimensionnelles sont très utiles pour définir cette taille minimale dans la direction perpendiculaire au sens de soudage. Dans la direction de soudage, la taille des éléments est plutôt conditionnée par la définition du chargement thermique sous forme d'une source de chaleur mobile.

Cette méthode de raffinement mobile du maillage conduit, à la frontière entre deux niveaux de découpage, à la création de nœuds au milieu des arêtes ou au centre des faces sans connectivité avec les éléments voisins de niveau de découpage inférieur comme l'illustre la **Figure II.33**.



**Figure II.33** Maillage bidimensionnel découpé présentant une discontinuité au niveau des nœuds représentés par des croix [ROBIN 98]

Afin de préserver la continuité du maillage, des éléments de liaison permettent d'imposer des conditions cinématiques sur les nœuds situés au milieu des arêtes ou des faces non connectées à leurs voisines. La matrice de rigidité de ces éléments contraint les nœuds à rester au milieu de l'arête ou de la face sur laquelle ils reposent en utilisant la méthode de pénalité ou la méthode des multiplicateurs de Lagrange [BERGHEAU 00]. Sur la **Figure II.34**, une liaison cinématique est créée entre le nœud « libre » (« dummy node ») et les deux nœuds définissant l'arête sur laquelle il doit demeurer.



**Figure II.34** Principe de définition des éléments de liaison assurant la compatibilité du maillage

Appelons  $X_i$ , les coordonnées du nœud  $i$  appartenant à l'arête ou à la face considérée et  $X_0$  les coordonnées du nœud milieu.  $N_i(\xi)$  est la fonction de forme associée au  $i^{me}$  nœud de l'élément définissant l'arête ou la face sur laquelle repose le nœud « libre ». La position de ce nœud milieu est donnée par :

$$X_0 = \sum_{i=1}^n N_i(\xi_0) X_i \quad (II.59)$$

où  $n$  est le nombre de nœuds décrivant l'arête ou la face et  $\xi_0$  les coordonnées réduites du point dans l'élément associé. En utilisant la même convention, les relations portant sur le déplacement sont :

$$U_0 = \sum_{i=1}^n N_i(\xi_0) U_i \quad (II.60)$$

Le vecteur des inconnues nodales et la matrice de rigidité de l'élément de liaison, en considérant la méthode de pénalité (avec  $P$  comme coefficient de pénalité), sont définis comme suit :

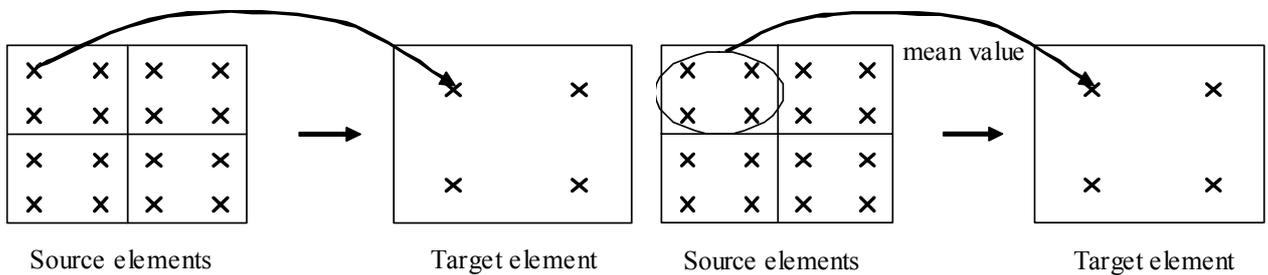
$$\{\mathbf{U}\} = \begin{Bmatrix} U_1 \\ \dots \\ U_n \\ U_0 \end{Bmatrix} \quad [\mathbf{K}] = P \begin{bmatrix} N_1^2 & N_1 N_2 & \dots & \dots & -N_1 \\ N_1 N_2 & N_2^2 & \dots & \dots & -N_2 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ N_1 N_n & \dots & \dots & N_n^2 & -N_n \\ -N_1 & -N_2 & \dots & -N_n & 1 \end{bmatrix} \quad (II.61)$$

En utilisant la méthode de multiplicateurs de Lagrange pour imposer les relations de continuité du maillage, une inconnue supplémentaire  $\lambda$  doit être introduite : il s'agit du multiplicateur de Lagrange associé à la relation qui porte sur les déplacements. Le vecteur des inconnues nodales et la matrice de rigidité de l'élément de liaison sont définis dans ce cas par les relations :

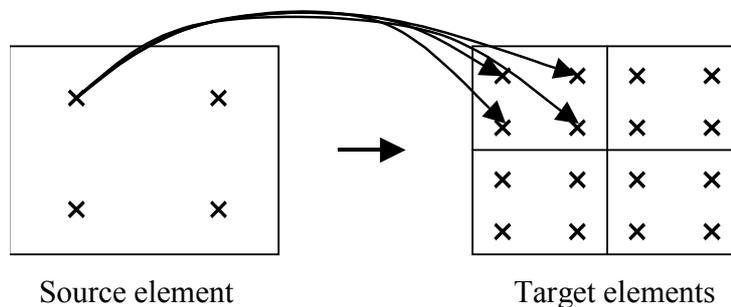
$$\{\mathbf{U}\} = \begin{Bmatrix} U_1 \\ \dots \\ U_n \\ U_0 \\ \lambda \end{Bmatrix} \quad [\mathbf{K}] = \begin{bmatrix} 0 & \dots & \dots & 0 & | & N_1 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & | & \dots \\ \dots & \dots & \dots & \dots & | & N_n \\ 0 & \dots & \dots & 0 & | & -1 \\ \hline N_1 & \dots & N_n & -1 & | & 0 \end{bmatrix} \quad (II.62)$$

Bien que la méthode de pénalité soit sensible à la valeur du coefficient  $P$  (choisi en règle générale entre  $10^3$  et  $10^4$  fois la rigidité locale), elle est généralement préférée à la méthode des multiplicateurs de Lagrange car elle n'introduit ni inconnue supplémentaire ni de termes nuls sur la diagonale de la matrice de rigidité du système.

L'application de la méthode du raffinement mobile de maillage utilisant des maillages non conformes nécessite également de disposer d'algorithmes de transport des quantités physiques d'un maillage vers un autre. Dans le cas du soudage, en avant de la source de chaleur le maillage devient plus fin, à l'arrière il redevient plus grossier. Il faut donc distinguer deux techniques de transport. Ces dernières sont présentées sur la **Figure II.35** pour le cas du déraffinement et sur la **Figure II.36** pour celui du raffinement.



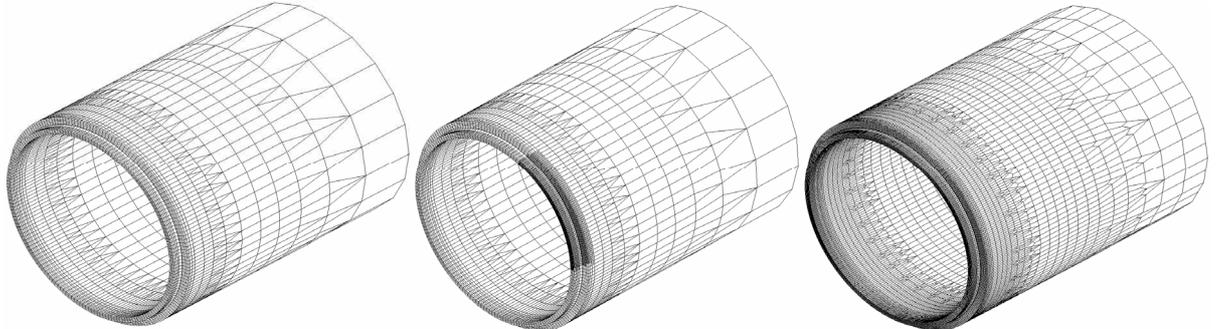
**Figure II.35** Transport des résultats lors du déraffinement : transport de la valeur du point d'intégration le plus proche (à gauche) ou transport de la valeur moyenne des points d'intégrations de l'élément source (à droite)



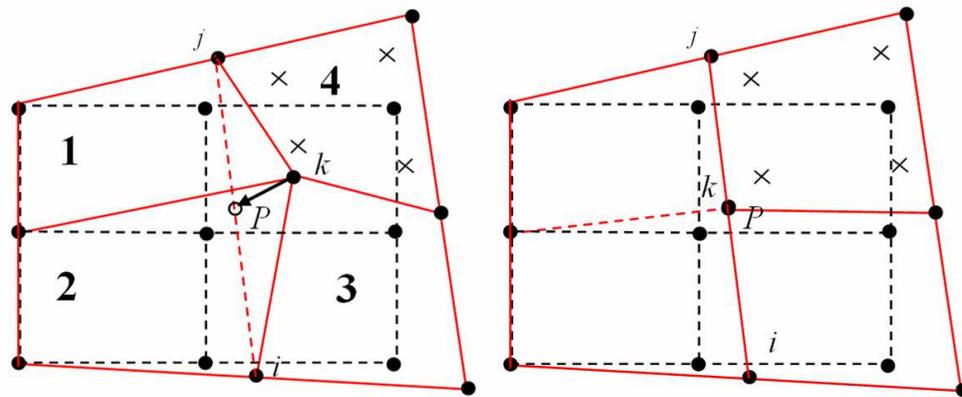
**Figure II.36** Transport des résultats lors du raffinement : affectation de la valeur du point d'intégration source aux points d'intégration de l'élément cible

Cette technique fut la première fois mise en œuvre dans le cadre de la simulation numérique du soudage multi-passes d'une tuyauterie en acier inoxydable austénitique afin de démontrer les gains en temps de

calcul (**Figure II.37**). Des résultats « surprenants » ont été mis en évidence au niveau des frontières des zones déraffinées [**DURANTON 04**]. Les niveaux de déformation plastique étaient supérieurs à ceux obtenus dans les zones courantes. L'origine du problème a été attribuée aux éléments de transition qui forcent le nœud « libre » à se repositionner au milieu des arêtes et des faces comme l'illustre la **Figure II.38**.



**Figure II.37** De gauche à droite : maillage grossier sur lequel les résultats fins sont exploités, maillage avec motif de raffinement mobile obtenu à partir du maillage précédent, maillage totalement découpé



**Figure II.38** Maillage initial en pointillés noirs, maillage déformé en rouge en traits pleins (à gauche : avant déraffinement, à droite : après déraffinement, l'arête en pointillés rouges n'existe plus)

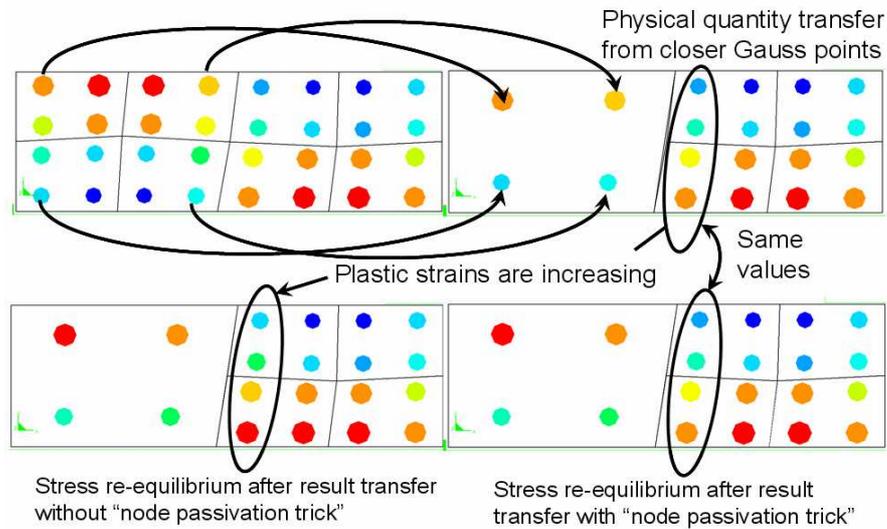
Il est clair que l'utilisation des éléments de liaison engendre des déplacements non physiques lors de l'opération de déraffinement : le nœud  $k$  est déplacé à la position  $P$  après déraffinement (**Figure II.38**). Ce déplacement est égal à :

$$U_k^{pass} = \frac{U_i^0 + U_j^0}{2} - U_k^0 \quad (II.63)$$

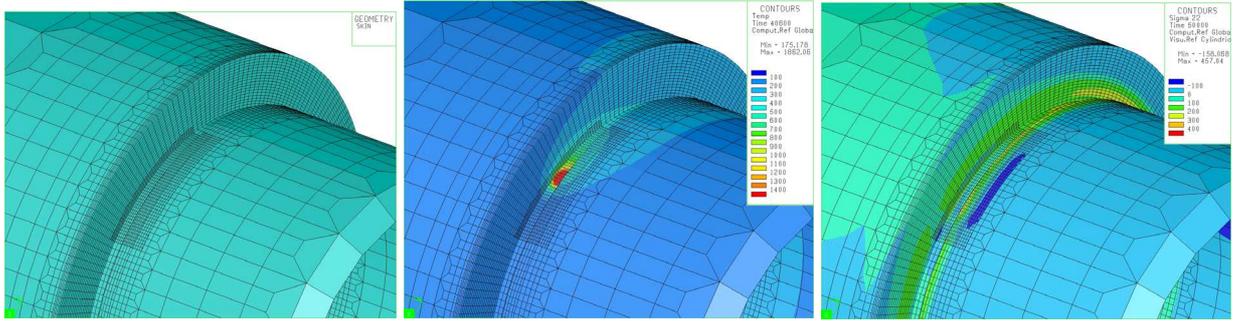
où  $U_n^0$  représente le vecteur déplacement d'un nœud quelconque avant déraffinement (configuration de gauche sur la **Figure II.38**). La méthode la plus simple et la plus générale pour corriger ce défaut consiste à supprimer soit le déplacement  $U_k^{pass}$  lors du calcul des déformations selon l'hypothèse des petites perturbations, soit l'incrément de déplacement  $\Delta U_k^{pass}$  dans le cas des grandes transformations en formulant la relation (II.63) à partir des incréments de déplacement. La correction est intégrée dans l'algorithme de résolution du problème mécanique à chaque incrément de chargement dans l'hypothèse des petites perturbations mais uniquement lors du premier incrément de chargement après transport en grandes transformations. Les étapes de résolution d'un incrément de chargement selon un algorithme de Newton-Raphson sont rappelées ci-après :

1. Lecture de la température et des informations métallurgiques issues des résultats du calcul thermo-métallurgique et modification des caractéristiques mécaniques thermo-dépendantes en fonction de la microstructure en présence.
2. Calcul de l'incrément des forces nodales extérieures  $\{\delta R\}$
3. Calcul de la matrice de rigidité tangente  $[K^T]$
4. Calcul de l'incrément de déplacement par la matrice de rigidité tangente  $\{\delta U\} = [K^T]^{-1} \cdot \{\delta R\}$
5. Calcul de l'incrément de déformation par les relations de compatibilité  $\{\delta \varepsilon\} = [B] \cdot \{\delta U\}$ . **A ce stade, les déplacements de passivation sont soustraits du vecteur  $\{\delta U\}$ .** Calcul de l'incrément de contrainte élastique par la loi de Hooke :  $\{\delta \sigma^*\} = [D] \cdot \{\delta \varepsilon\}$  et estimation du tenseur des contraintes  $\{\sigma_i^*\} = \{\sigma_{i-1}\} + \{\delta \sigma_i^*\}$
6. Contrôle du critère de plasticité et correction des contraintes si  $f(\sigma_{ij}) \geq 0$ . Calcul de l'incrément de déformation plastique  $\{\delta \varepsilon^p\}$  et de l'incrément de contrainte corrigé  $\{\delta \sigma_i\} = \{\sigma_i\} - \{\sigma_{i-1}\}$  avec  $\{\sigma_i\} = \{\sigma_i^*\} - [D] \cdot \{\delta \varepsilon^p\}$
7. Vérification de l'équilibre :  $\left| \int^T [B] \cdot \{\delta \sigma_i\} dv - \{\delta R\} \right|$  doit être inférieur au critère d'acceptation en force, sinon le processus est rejoué en repartant de l'étape 3.

La méthode de passivation des nœuds a été validée sur un cas-test avec succès (**Figure II.39**) avant d'être employée avec confiance pour des applications industrielles (**Figure II.40**).

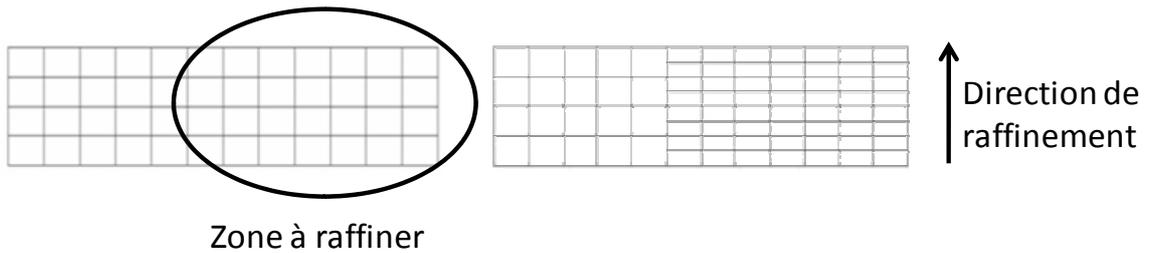


**Figure II.39** Evolution des déformations plastiques après transport puis rééquilibrage sur une zone déraffinée avec et sans passivation des déplacements des nœuds libres



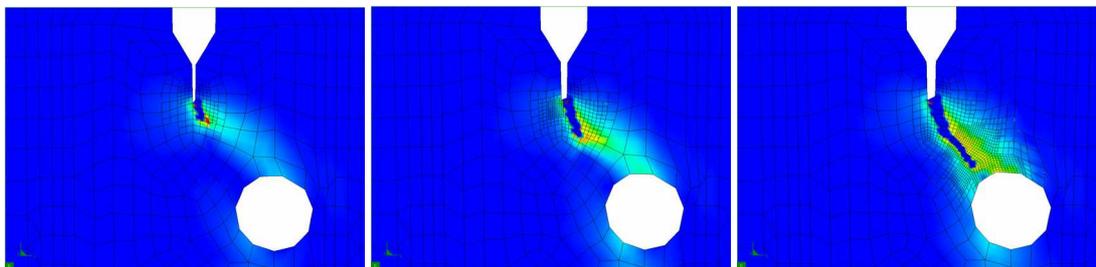
**Figure II.40** Soudage multi-passes 3D avec raffinement mobile (maillage, température en cours de soudage, contraintes résiduelles circonférentielles après la 5<sup>me</sup> passe [ROBIN 09])

Les possibilités du raffinement mobile de maillage ont été récemment étendues pour densifier le maillage dans la direction des gradients importants en proposant un découpage non isotrope des éléments. Cette stratégie de découpage des éléments, qui permet de réduire le nombre de nœuds créés, est présentée sur la **Figure II.41** : un quadrangle est découpé en deux quadrangles par création de nouveaux nœuds selon une direction privilégiée.



**Figure II.41** Découpage non isotrope des éléments

Le programme peut aussi être utilisé comme outil de remaillage local pour lequel la cartographie de la taille des éléments est donnée par un critère utilisateur et non plus par une fonction spatio-temporelle se déplaçant avec la source de chaleur. Cette fonctionnalité autorise par exemple à employer le raffinement mobile pour détecter l'amorçage et suivre la propagation d'un défaut en pointe duquel les grandeurs physiques doivent être estimées sur un volume de matière réduit en relation avec les phénomènes modélisés (**Figure II.42**).



**Figure II.42** Suivi de la propagation d'une fissure par la technique du raffinement mobile

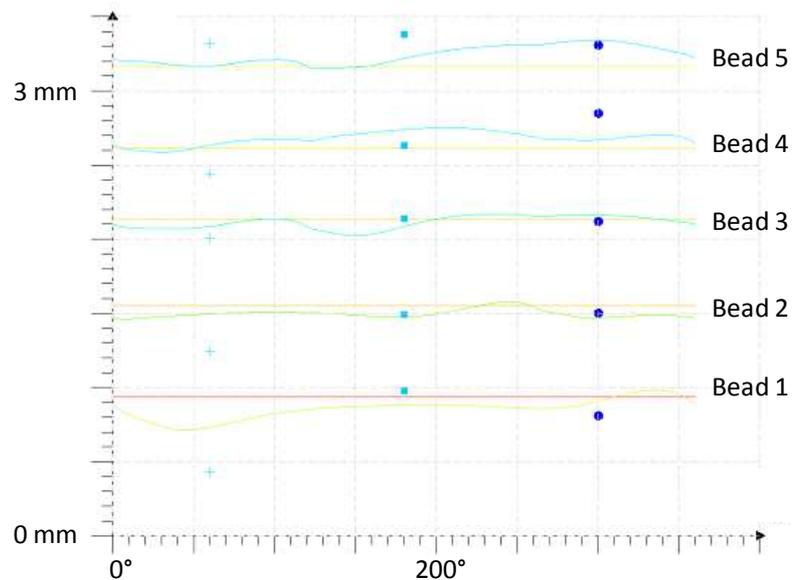
D'autres méthodes de maillage adaptatif comme la méthode STAR-Method (Space Time Automatic Refinement) permet à la fois de limiter le nombre de degrés de liberté d'un maillage spatial

et le nombre de piquets de temps de la discrétisation temporelle d'un calcul [CAVIN 06]. Cette méthode très complète permet également de maîtriser la précision de la solution numérique en tout point du domaine d'étude. La méthode propose une stratégie permettant d'identifier les zones où les discrétisations spatiales et temporelles ne sont pas suffisamment fines pour satisfaire le critère de précision requis. Elle s'appuie sur l'utilisation d'indicateurs d'erreur comparant les solutions de deux grilles successives. Les données d'entrée sont la discrétisation spatiale et temporelle du premier niveau, le choix d'un indicateur d'erreur et la précision souhaitée sur les résultats. Le maillage final, optimisé pour que la solution atteigne la précision requise, n'est connu qu'à la fin du calcul. L'apport d'une stratégie de type STAR-Method est multiple :

- l'utilisateur n'intervient plus pour définir le maillage adapté à une précision donnée,
- le raffinement local de maillage permet de concentrer l'effort de résolution uniquement dans les zones spatiales et temporelles de la structure qui le nécessitent,
- la finesse du maillage s'adapte au cours de la résolution jusqu'à ce qu'elle atteigne une échelle pertinente,
- le nombre de degrés de liberté et le nombre de piquets de temps sont réduits par rapport à une méthode classique,
- la qualité de la solution est contrôlée au cours de la résolution et la précision des résultats est connue et garantie à l'issue du calcul.

La seule contrainte consiste à démarrer le processus par deux analyses spatio-temporelles grossières, nécessaires à l'évaluation de l'erreur pour le premier niveau. Dans notre cas, les calculs nécessitent une discrétisation temporelle fine pour bien reproduire les phénomènes physiques. Cette discrétisation est difficile à optimiser, ce qui fait perdre de son intérêt à la STAR-Method. De plus, de par sa difficulté d'implémentation, cette technique n'a pas été retenue.

La technique de raffinement mobile présentée dans ce paragraphe a démontré son efficacité pour réduire notablement les temps de calcul et également sa fiabilité par confrontation avec les mesures. Nous illustrons ce point, dans le cas du soudage multi-passes, par une comparaison du rétrécissement du chanfrein (retrait axial) obtenu avec différentes méthodes de simulation et des mesures (Figure II.43).



**Figure II.43** Retrait de chanfrein en soudage multi-passes selon la circonférence de la tuyauterie : les points sont les mesures, les droites les résultats de l'analyse bidimensionnelle et les courbes sont issues du calcul 3D avec raffinement mobile [ROBIN 06]

*Chapitre III*

**III - DES MODELES DE COMPORTEMENT ADAPTES A LA  
DETERMINATION DES CONSEQUENCES DE LA  
FABRICATION**

---

La richesse des données requises pour conduire des simulations numériques du soudage nécessite, dans certains cas, de faire des hypothèses pour réduire la quantité d'informations à caractériser. Ces hypothèses doivent être confirmées par des analyses de sensibilité purement numériques ou par confrontations aux résultats expérimentaux. De plus, l'essor de la modélisation des procédés de fabrication a également permis d'accroître le nombre des communications scientifiques et techniques réalisées sur le sujet traité et la recherche bibliographique devient une étape incontournable avant d'établir toute campagne d'essai.

Cependant la littérature peut être aussi une source de remises en question de certaines certitudes concernant la simulation numérique du soudage. Par exemple, [DEPRADEUX 04] utilise pour ses simulations un comportement visqueux du matériau avec l'hypothèse d'un écrouissage isotrope. La relaxation des contraintes et surtout l'hypothèse de la restauration visqueuse de l'écrouissage (considérée comme totale et instantanée au-delà de 1000 °C) compense l'agrandissement du domaine élastique ce qui lui permet de retrouver des résultats conformes à l'expérience. A l'inverse, [SAINT-GERMAIN 06] occulte totalement la restauration de l'écrouissage en justifiant de son influence négligeable vis-à-vis d'autres paramètres. Ce choix de modélisation lui permet d'obtenir également des résultats de simulation en corrélation avec les mesures expérimentales. Malgré des hypothèses différentes, la qualité des résultats est jugée tout aussi satisfaisante. Ceci confirme ce que d'autres affirment : [ALBERG 03] considère que dans une étude de pré-dimensionnement, le coût d'une caractérisation fine du matériau à hautes températures n'est pas justifiable au regard des faibles écarts observés sur les contraintes résiduelles de soudage et de détensionnement obtenues en prenant en compte ou non les phénomènes visqueux.

Toutefois, la plupart des auteurs ayant travaillé sur la simulation du soudage s'accordent sur d'autres points :

- la prise en compte des transformations métallurgiques est essentielle si les microstructures formées présentent des propriétés mécaniques macroscopiques très différentes et/ou engendrent des changements de volume significatifs,
- l'écrouissage cinématique est plus proche du comportement réel de la plupart des aciers,
- le niveau des contraintes résiduelles est essentiellement gouverné par les propriétés mécaniques à basses températures,
- concernant l'estimation des distorsions, les hypothèses admises pour décrire le comportement mécanique doivent être limitées d'autant plus que la dimension de la zone fondue et de la Z.A.T. sont importantes au regard du ligament constituant la liaison mécanique. C'est le cas particulier du soudage des structures minces qui montre une sensibilité plus importante aux phénomènes visqueux. La flexion transversale (appelée parfois distorsion angulaire) induite par la soudure modifie de fait le niveau et la répartition des contraintes transverses.

Les apports de la modélisation du soudage se situent principalement :

- au niveau des études de faisabilité d'un procédé en termes de défaut d'alignement des structures ou d'optimisation des séquences de soudage,
- au niveau de l'évaluation de la tenue mécanique des assemblages soudés en termes de résistance, tenue en fatigue ou encore de stabilité.

Ce chapitre illustre la manière de simuler ces problématiques. Les hypothèses de calcul devront être adaptées au matériau considéré et aux objectifs recherchés par l'étude.

## 1. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE APPLIQUEE A LA SIMULATION DU SOUDAGE PAR FAISCEAUX D'ELECTRONS D'ALLIAGE D'ALUMINIUM

Nous nous intéressons ici plus particulièrement à l'évaluation de la tenue mécanique qui repose principalement sur la connaissance de la microstructure et des contraintes résiduelles. La suite de ce paragraphe est donc consacrée à l'analyse des phénomènes physiques et aux méthodes numériques à mettre en œuvre pour accéder à ces informations, en limitant l'étude à des structures en aluminium soudée par faisceau d'électrons.

Les différentes interactions mise en jeu lors du soudage sont les suivantes :

- influence de la température sur la microstructure de l'alliage ; les cinétiques de transformation microstructurale dépendent de l'histoire thermique,
- influence de l'état métallurgique sur l'état thermique : prise en compte de la chaleur latente de fusion-solidification et de transformation à l'état solide et de la dépendance des propriétés thermiques avec la microstructure,
- influence de la température sur le comportement mécanique : génération de déformations thermiques et dépendance des propriétés mécaniques avec la température,
- influence de la microstructure sur le comportement mécanique ; pour les alliages d'aluminium, les caractéristiques mécaniques peuvent dépendre de la densité des précipités durcissant ou de l'état d'écrouissage du matériau.
- influence de l'état mécanique sur l'état thermique par dissipation de l'énergie de déformation,
- influence de l'état mécanique sur les cinétiques de transformation microstructurale.

D'une manière générale, les deux dernières interactions sont négligées en raison de leurs effets limités par comparaison avec d'autres phénomènes. Selon [SARRAZIN 95], le mécanisme de précipitation des alliages à durcissement structural fait intervenir des phénomènes de germination et de diffusion. Par la création de sites possibles de germination ou par l'augmentation de la vitesse de diffusion, les dislocations influencent donc la cinétique de précipitation. Dans les alliages *Al-Cu* par exemple, la présence de déformation plastique conduit à une accélération de la précipitation pour les faibles temps de vieillissement à 20 °C et une décélération par la suite. Cet effet des déformations plastiques sur les cinétiques de dissolution ou de coalescence des précipités est négligé par manque d'information précise à ce sujet. De même, l'influence de la mécanique sur la thermique par l'intermédiaire de la dissipation plastique est négligée en raison des déformations et vitesses de déformation relativement faibles mises en jeu par les procédés de soudage.

Les sources bibliographiques concernant le soudage et les matériaux adaptés à ce procédé d'assemblage sont extrêmement riches. La recherche bibliographique doit être la première étape à franchir avant d'aborder la simulation numérique d'un procédé de soudage sur un matériau dont la caractérisation thermo-métallurgique et mécanique est incomplète. Elle est essentielle à la compréhension du comportement microscopique du matériau sous l'effet du soudage et des conséquences mécaniques qui en résultent. De plus, elle permet d'établir les premières hypothèses vis-à-vis du comportement du matériau et de dresser le bilan des caractérisations complémentaires à réaliser pour compléter les données d'entrée nécessaires aux simulations numériques. Nous illustrons ces propos par une étude bibliographique du soudage par faisceau d'électrons d'alliage d'aluminium.

### 1.1. Le soudage par faisceau d'électrons

Le soudage par faisceau d'électrons est un procédé d'assemblage par fusion à haute densité d'énergie. Des électrons sont extraits d'un métal, accélérés fortement dans le vide puis focalisés sur une petite surface de la pièce à souder. Lors du choc entre la surface métallique et les électrons, l'énergie cinétique de ces derniers est transformée en chaleur. La très forte densité d'énergie, associée à une faible capacité de pénétration des électrons dans la matière, entraîne une fusion et une vaporisation quasi-instantanée de la partie bombardée. La vaporisation du métal permet au faisceau de pénétrer très profondément dans la matière et de créer un canal de vapeur entouré de métal fondu qui, en se déplaçant, génère une soudure. La capacité de pénétrer profondément le métal avec section de zone fondue faible distingue le soudage par faisceau d'électrons des autres méthodes de soudage dont la pénétration est limitée par la conduction thermique.

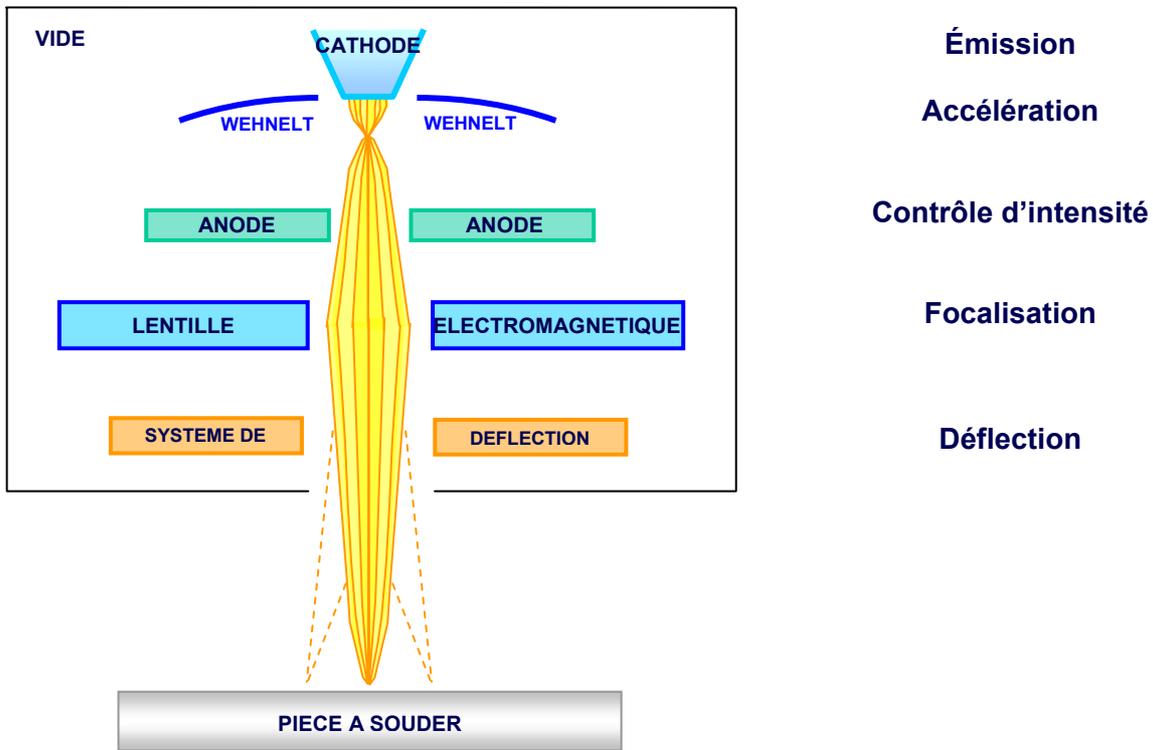


Figure III.1 Principe du soudage par faisceau d'électrons

Plus précisément, le métal directement exposé au faisceau est porté à l'état gazeux et traversé par le faisceau, qui creuse ainsi de proche en proche un capillaire (ou keyhole) ; les composantes liquides sont repoussées sur les parois par le gaz métallique qui, sous l'effet du bombardement électronique, se transforme en un plasma à très haute température. Ce plasma, siège de pressions importantes, ne se dissipe pas dans la chambre à vide. Dans le cas d'un soudage en pénétration totale, le capillaire traverse la totalité de l'épaisseur de la pièce et le faisceau qui émerge sur l'autre face est absorbé par un bouclier thermique ; ce qui fait chuter le rendement. Après le passage du faisceau, le métal liquide regagne sa place et se solidifie. Le soudage ne nécessite ni métal d'apport, ni réalisation d'un chanfrein, mais demande en revanche une préparation visant à assurer une bonne coïncidence des pièces. Parfois, un matériau de composition chimique différente peut être inséré au niveau du plan de joint pour résoudre des problèmes de soudabilité. Lorsque le faisceau avance, il n'y a pas création d'un nouveau capillaire à partir de la surface

comme lors de la mise en route du procédé, mais simplement une avancée progressive de celui-ci qui arrache les atomes du métal liquide en amont du faisceau pour les rejeter vers l'aval. Dans le cas de soudage à vitesse faible et en cas de pénétration partielle, il arrive de constater quelques défauts liés à l'instabilité du fond du capillaire:

- profondeur de pénétration inégale le long du cordon,
- emprisonnement d'une poche gazeuse qui engendre au refroidissement une porosité à la racine de la soudure (**Figure III.2**).

Porosité ou « goutte froide » liée à l'emprisonnement de métal gazeux



**Figure III.2** Section transverse d'une soudure par FE dans l'acier (pénétration partielle)

Un artifice simple et efficace pour éviter la formation de ces défauts consiste à faire osciller très rapidement le faisceau à l'aide des bobines de déflexion figurant sur le schéma du dispositif de la **Figure III.1**.

L'un des avantages du procédé FE est sa très haute densité d'énergie, qui peut être transférée efficacement aux métaux comme l'aluminium. Un faisceau de faible diamètre peut produire une soudure profonde. Le rapport entre profondeur et largeur de pénétration pour l'aluminium peut être de l'ordre de 20 selon [AAI 97]. Il est possible d'atteindre une pénétration complète dans une tôle d'aluminium de près de 150 mm d'épaisseur par une passe de soudage FE, alors que le procédé MIG aurait requis plusieurs dizaines de passes. En effet, la transmission de la chaleur au niveau de la soudure par FE se décompose en trois parties (représentées sur la **Figure III.3**) :

- une transmission dirigée d'énergie due à l'effet de pénétration profonde,
- une transmission isotrope d'énergie par effet de conduction depuis les bords du capillaire,
- une transmission isotrope d'énergie par effet de conduction à partir du ou des nuages de plasma. Cette dernière est responsable d'un renflement en surface qui donne à la soudure une forme de clou comme sur la **Figure III.4** (en pénétration partielle).



Figure III.3 Transmission de la chaleur au niveau de la soudure selon la pénétration du faisceau

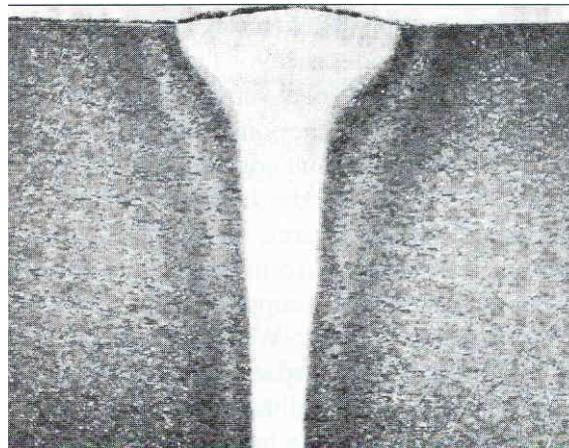


Figure III.4 Section transverse d'une soudure par FE dans l'aluminium (pénétration partielle avec « effet clou »)

Les principaux intérêts du soudage FE sont donc :

- une quantité de chaleur apportée par unité de longueur de cordon 10 à 20 fois plus faible que lors du soudage à l'arc. Cette haute densité d'énergie accompagnée d'une transmission dirigée ne faisant pas appel à la conduction permet de grandes pénétrations autorisant le soudage de fortes épaisseurs en une seule passe, le soudage de matériaux réfractaires ou encore le soudage par transparence,
- une vitesse d'avance du faisceau élevée qui génère des zones affectées thermiquement peu étendues et un cordon bien symétrique par rapport au plan de joint qui conduisent à de faibles niveaux de déformation. Cette propriété s'avère très intéressante pour l'assemblage de pièces de grandes dimensions.
- à la différence du soudage à l'arc, il est possible de souder, par FE, les alliages d'aluminium des familles 2xxx et 7xxx contenant du Cuivre (Cu) car pour ceux-ci il n'y a pas de phénomène de fusion des joints de grains (liquation ou brûlure) [PECHINEY 97].

En revanche, les inconvénients principaux du soudage FE sont :

- son coût et sa durée de mise en œuvre liée au placement sous vide de l'enceinte de soudage,
- la nécessité de disposer de joints usinés avec précision pour assurer un bon contact entre les pièces en raison du faible volume de métal fondu,
- les modifications de la composition du métal dans la zone fondue provoquées par le dégazage des éléments d'alliage trop volatils. Ainsi, bien que le cordon soit étroit au même titre que la Z.A.T. et les propriétés mécaniques excellentes en comparaison à d'autres procédés (voir **Tableau III.1** pour le

soudage d'une tôle de 12,7mm d'épaisseur), la perte de Magnésium ( $Mg$ ) par vaporisation peut conduire à une altération des propriétés mécaniques de certains alliages d'aluminium (baisse de la résilience, chute de la limite d'élasticité...).

	Limite Elastique (MPa)	Limite à rupture (MPa)	Allongement à rupture (%)	Nombre de passes	Vitesse de soudage (mm/s)
<b>Matériau de base</b>	<b>441</b>	<b>483</b>	<b>12</b>	<b>-</b>	<b>-</b>
<b>Soudage FE</b>	<b>283</b>	<b>359</b>	<b>2.8</b>	<b>2</b>	<b>21.2</b>
<b>Soudage GTAW (courant continu)</b>	<b>186</b>	<b>303</b>	<b>5.7</b>	<b>6</b>	<b>4.2</b>
<b>Soudage GMAW</b>	<b>200</b>	<b>296</b>	<b>4.5</b>	<b>8</b>	<b>9.4</b>

**Tableau III.1** Propriétés en traction dans le sens transverse au soudage (alliage 2519 T87)

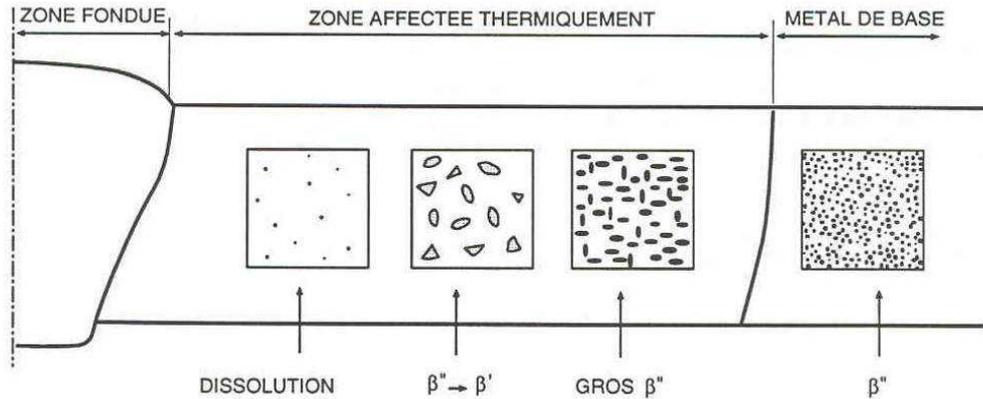
## 1.2. Le comportement métallurgique des alliages d'aluminium à durcissement structural

Les caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2xxx, 6xxx et 7xxx) sont optimisées par un traitement thermique qui leur permet d'atteindre un état de résistance mécanique maximale, appelé T6. Ce traitement thermique se décompose de la manière suivante :

- un chauffage à température élevée pour effectuer la mise en solution des éléments d'alliage  $Mg, Si$  dans l'aluminium,
- une trempe avec refroidissement rapide qui a pour effet de maintenir les éléments d'alliage et d'addition en solution solide sursaturée dans l'aluminium,
- un maintien de maturation à la température ambiante (vieillessement naturel) qui fait tendre l'état métastable provoqué par la trempe vers une structure plus stable dans laquelle les éléments d'alliage sont chassés de la solution sursaturée et rejetés sous forme de précipités. L'alliage est à ce stade à l'état T4 (trempé-mûri).
- un maintien de revenu à température élevée. Au cours du revenu réalisé à une température donnée, le durcissement passe par une valeur maximale correspondant à l'état T6 (trempé-revenu). En effet le revenu provoque la formation de précipités durcissant  $\beta'' (Mg_2Si)$  à partir de la solution sursaturée. La nature, la taille et la fraction volumique des précipités durcissants règlent le niveau des propriétés mécaniques.

La plupart des alliages à durcissement structural peuvent présenter une soudabilité relative au regard du rapport entre la limite d'élasticité de la zone fondue et de celle du métal de base (coefficient de joint). Après soudage, des caractéristiques mécaniques équivalentes à celles du métal de base à l'état T4 (trempé-mûri) ou O (mise en solution complète des précipités) sont obtenus dans la Z.A.T. selon les cycles thermiques subis par le matériau. A titre d'exemple, l'alliage 7005 est l'un des rares alliages de la série 7xxx à présenter une soudabilité satisfaisante car, après soudage, des caractéristiques mécaniques équivalentes à celles du métal de base à l'état T4 (trempé-mûri) sont observées dans la Z.A.T.. Les points situés dans le champ thermique du soudage subissent l'équivalent d'un sur-revenu et d'un recuit. L'alliage qui était initialement à l'état T6, c'est-à-dire à son maximum de durcissement grâce aux précipités  $\beta''$ , évolue vers un état quasiment recuit. Par conséquent, lorsque nous nous rapprochons du bain de fusion, nous

observons successivement des zones de coalescence (précipités  $\beta''$ ), de précipitation ( $\beta'' \rightarrow \beta'$ ), de dissolution et éventuellement de croissance de grains comme le montre la **Figure III.5**. Seuls les précipités  $\beta''$  contribuent en fait au durcissement de l'alliage. Nous pouvons donc considérer que l'évolution de la microstructure au cours du soudage dans les alliages à durcissement structural est gouvernée par la coalescence des précipités  $\beta''$  et par leur dissolution (cette dissolution englobe la précipitation en d'autres précipités  $\beta'$  non durcissants et la dissolution de ces derniers). Les phénomènes de dissolution et de coalescence de précipités sont contrôlés par le processus de diffusion d'atomes où le temps et la température interviennent mutuellement.



**Figure III.5** Microstructure dans la Z.A.T. après soudage [SARRAZIN 95]

Trois phénomènes majeurs s'opèrent au niveau de la Z.A.T. d'un alliage d'aluminium à durcissement structural à l'état T6 lors d'une opération de soudage :

- la mise en solution des précipités durcissant  $\beta''$ ,
- la précipitation de particules non durcissant  $\beta'$ ,
- le vieillissement ou maturation.

Seuls le premier et le dernier phénomène ont un effet notable sur les propriétés du matériau surtout du point de vue mécanique. Une cinétique de dissolution de précipités peut être simulée par une loi basée sur un modèle de diffusion. [GRONG 97] propose une telle loi, dédiée aux alliages pouvant être durcis par traitement thermique. Cette loi, utilisée par [ASSERIN 06] pour simuler les conséquences métallurgiques d'une opération de soudage, peut être également employée pour la simulation de tout procédé amenant à une dégradation de l'état T6. Dans des conditions isothermes, l'évolution de la fraction de précipités dissous

$x = 1 - \frac{f}{f_0}$ , s'écrit sous la forme suivante :

$$x = \left( \frac{t}{t^*} \right)^n \text{ avec } t^* = t_r^* \cdot e^{\frac{Q_s + nQ_d}{R} \left( \frac{1}{\theta} - \frac{1}{\theta_r} \right)} \text{ soit } x = \left( \frac{t}{t_r^*} \right)^n \cdot e^{\frac{Q_s + nQ_d}{R} \left( \frac{1}{\theta_r} - \frac{1}{\theta} \right)} \quad (\text{III.1})$$

où  $f$  et  $f_0$  représentent respectivement la fraction de précipités et la fraction de précipités initiale,  $\theta$  la température,  $t_r^*$  le temps nécessaire pour dissoudre totalement les précipités à la température de référence  $\theta_r$ ,  $Q_s$  l'enthalpie métastable de dissolution,  $Q_d$  l'énergie d'activation de la diffusion de l'élément d'alliage le moins mobile. Finalement,  $n$  est un paramètre qui peut dépendre de la fraction de précipités dissous selon l'équation (III.2) où  $a$  et  $b$  sont deux coefficients à identifier :

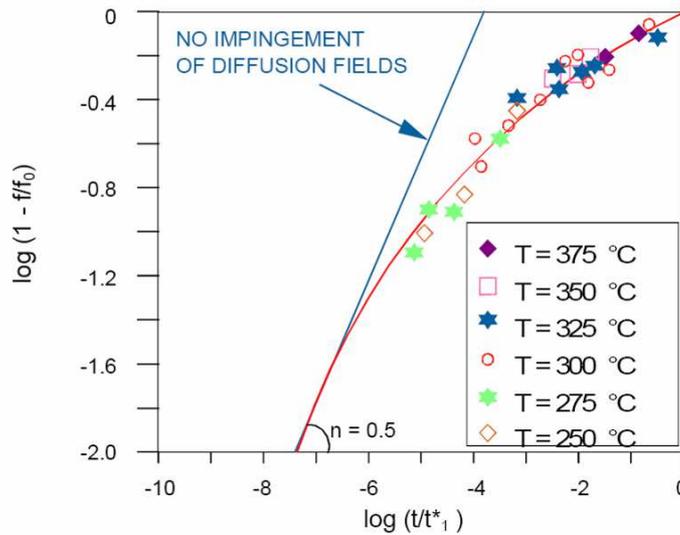
$$n(x) = 0.5 - ax^b \quad (\text{III.2})$$

[MYHR 91] considère que la dureté de l'alliage est liée à la rupture de la liaison *Mg-Si* dans le précipité durcissant. Ainsi relie-t-il la fraction de précipités dissous à la dureté *HV* de l'alliage, par l'expression linéaire :

$$1 - x = \frac{HV - HV_{\min}}{HV_{\max} - HV_{\min}} \tag{III.3}$$

où  $HV_{\min}$  correspond à la dureté obtenue après mise en solution complète des précipités et  $HV_{\max}$  est la dureté maximale de l'alliage. Ainsi, pour retrouver  $n$ , l'essai de base consiste en un essai de maintien isotherme suivi d'une trempe rapide de l'éprouvette pour figer l'état de dissolution. Il est alors possible de mesurer la dureté du matériau après retour à la température ambiante, celle-ci étant liée à la fraction de précipités dissous par la règle des bras de levier (III.3). En représentant  $\ln(x)$  en fonction de  $\ln\left(\frac{t}{t^*}\right)$ , une

seule courbe doit être obtenue pour les différents temps de maintien en température, comme le montre la **Figure III.6**. Le paramètre cinétique  $n$  n'est pas constant. Pour des durées de maintien prolongées, la vitesse de dissolution des précipités diminue en raison de l'empiètement des domaines de diffusion des précipités voisins qui réduit la sursaturation locale : la concentration en soluté dans la matrice augmente peu à peu, ce qui a pour effet de ralentir la diffusion.



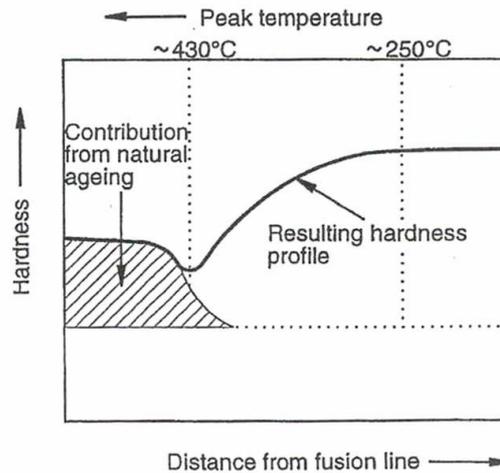
**Figure III.6** Courbe théorique et résultats expérimentaux de la dissolution isotherme des précipités de l'alliage [GRONG 94]

Finalement, d'après la règle d'additivité, l'expression de la fraction de précipités dissous dans des conditions anisothermes, au cours d'un cycle continu de soudage par exemple, est donnée par la relation :

$$x = \left( \int_0^t \frac{dt}{t^*} \right)^n \tag{III.4}$$

Contrairement à ce qui est observé pour les aciers lors de la décomposition de l'austénite en phases ferritiques, la nature de la microstructure formée dans les alliages d'aluminium ne dépend pas des vitesses de refroidissement. Comme les cycles thermiques de soudage sont très courts et les températures très élevées au voisinage de la soudure, certaines hypothèses peuvent être suggérées pour définir les cinétiques de transformation des alliages d'aluminium à durcissement structural. En effet, dans ces conditions particulières, il est possible d'utiliser une loi de dissolution des précipités qui ne dépend que de la

température maximale atteinte. Cette simplification est d'autant plus justifiée dans le cadre du soudage FE d'alliages d'aluminium, que les cycles thermiques sont extrêmement rapides du fait de la haute densité d'énergie apportée par le procédé et de la diffusivité thermique élevée de l'aluminium. Il est évident qu'à la différence du modèle présenté auparavant, qui demeure intrinsèque au matériau, le modèle simplifié proposé ne reste valide que pour le procédé de soudage en question, surtout si le lien entre la fraction de précipités dissous et la température maximale atteinte est obtenu à partir de mesures de micro-dureté sur une coupe de la jonction soudée (**Figure III.7**).



**Figure III.7** Dureté en fonction de la distance de la ligne de fusion [GRONG 97]

Dans la plupart des alliages d'aluminium, les transformations métallurgiques ne se réduisent pas à la mise en solution des précipités. Une partie des éléments d'alliage dissous dans la matrice au cours du soudage peuvent précipiter par diffusion, même à température ambiante. Ce phénomène qui est recherché lors de l'élaboration du matériau par maturation est appelé vieillissement naturel. Il entraîne une amélioration des propriétés mécaniques. Pour les alliages *Al-Mg-Si*, [GRONG 97] propose un modèle couplé de cinétique de re-précipitation d'une partie des précipités mis en solution lors du soudage et de formation de précipités non durcissants  $\beta'$  depuis les précipités durcissants  $\beta''$ . Ce modèle est alimenté via des mesures de dureté et de résistivité électrique. Tous les alliages ne sont pas sensibles au vieillissement naturel qui peut s'opérer à température ambiante sur plusieurs semaines. Des essais de dureté à différents stades permettent de déterminer la sensibilité de l'alliage à ce phénomène. En l'absence de sollicitations extérieures, ce changement, qui conduit à une augmentation de la limite d'élasticité du matériau, n'a pas d'effet sur l'état résiduel de contrainte. Schématiquement, comme l'illustre la **Figure III.8**, au cours du soudage la microstructure de la Z.A.T. est composée d'un mélange entre un matériau de base à l'état T6 et un matériau à l'état O qui présente les caractéristiques mécaniques les plus faibles (dissolution complète des précipités). En revanche dès le retour à la température ambiante, le phénomène de maturation peut s'opérer et tend à faire évoluer le matériau d'un état O vers un état T4 (trempé-mûri) aux propriétés mécaniques plus intéressantes (création de précipités durcissants par évolution plus ou moins rapide d'un état métastable vers un état plus stable du point de vue thermodynamique).

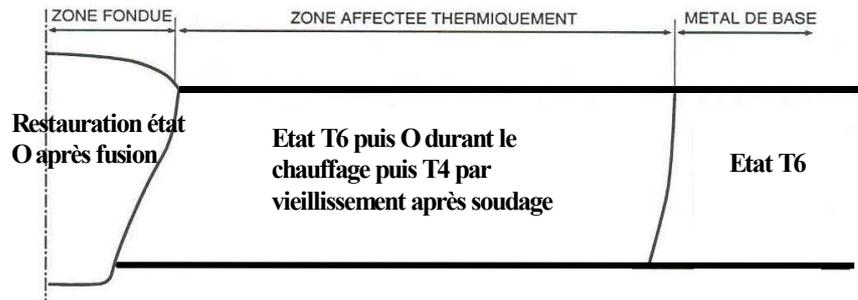


Figure III.8 Modélisation des transformations dans l'aluminium 7005

### 1.3. Comportement mécanique au cours du soudage

Nous avons vu dans le paragraphe précédent que, du point de vue microscopique, les alliages d'aluminium des séries 2xxx, 6xxx et 7xxx sont principalement durcis par les précipités qui jouent le rôle d'obstacle au mouvement des dislocations. Ces obstacles peuvent être franchis par cisaillement des précipités cohérents ou contournement des précipités incohérents. Le durcissement est donc lié à la contrainte de cisaillement et de contournement des précipités. Cette constatation a permis à [SHERCLIFF 90] d'établir un modèle afin d'obtenir des « diagrammes d'égale limite d'élasticité » ou diagrammes T.t.H. pour Temperature time Hardness comme celui de la Figure III.9. Cette représentation est très proche des diagrammes T.T.T. utilisés pour représenter les transformations métallurgiques des aciers dans des conditions isothermes. Sur les diagrammes T.t.H., l'évolution des transformations est exprimée par les courbes d'égale dureté. Un traitement thermique isotherme, défini par un couple pic de température/temps de maintien, équivalent à un cycle de soudage en chaque point de la zone affectée thermiquement peut ainsi être déterminé. Par exemple, le domaine réservé au soudage à l'arc est délimité par les deux courbes en pointillés de la Figure III.9. Ces approches en équivalence temps-température sont particulièrement intéressantes pour identifier les parties de la structure susceptibles de subir des transformations métallurgiques au cours d'un procédé mettant en jeu une élévation de la température. En effet, ces zones, où les transformations sont thermiquement activées, doivent être évaluées afin de prendre en considération l'effet de leur modification microstructurale sur le comportement mécanique. Si un cycle thermique furtif a un impact négligeable, des cycles thermiques répétés, comme lors du soudage multi-passes, peuvent engendrer des changements de comportement remarquables à l'échelle macroscopique.

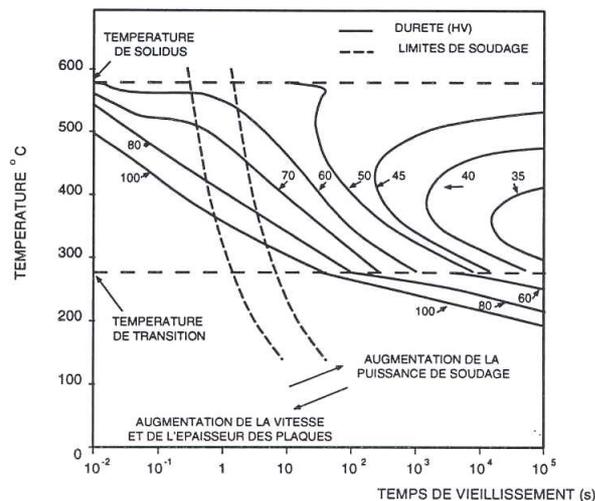
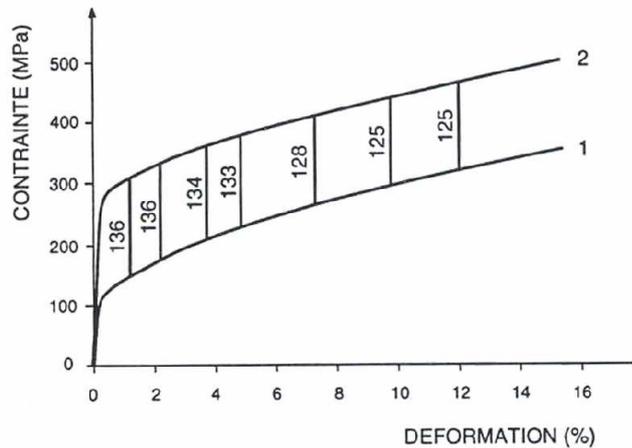


Figure III.9 Diagramme d'égale limite d'élasticité de l'alliage 6082 réchauffé à partir de l'état T6 [SHERCLIFF 90]

En supposant que seuls les précipités cohérents  $\beta''$  participent au durcissement de l'alliage d'aluminium et que leur rayon moyen  $r$  reste constant, [SARRAZIN 95] considère l'évolution de la limite d'élasticité proportionnelle à  $(1-x)^{1/2}$ , où  $x$  désigne toujours la fraction de précipités dissous d'après la contribution au durcissement du cisaillement des précipités donnée par [FRIEDEL 64] :

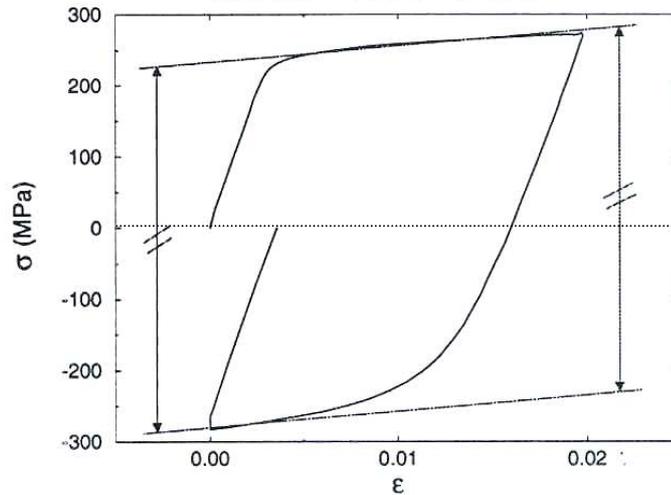
$$\Delta\sigma = a(1-x)^{1/2} r^{1/2} \tag{III.5}$$

où  $a$  est une constante. Ces considérations permettent d'admettre que la limite d'élasticité est isotrope dès lors que les précipités sont aléatoirement répartis en direction. Le mécanisme de précipitation induit donc une modification isotrope du domaine élastique. En ce qui concerne l'écrouissage, [MARQUIS 89] a réalisé des essais de traction à température ambiante pour différents niveaux de vieillissement de l'alliage AU4G (équivalent à l'alliage 2017A de la série 2xxx). Le résultat de ces analyses, porté sur la **Figure III.10**, montre que l'écrouissage est quasi identique quelque soit le vieillissement ; la courbe rationnelle du matériau présente simplement un décalage correspondant à la différence des limites d'élasticité des deux états. En supposant que cet effet se retrouve au sein des alliages à durcissement structural pour des températures plus élevées, il est possible de déduire que la fraction de précipités modifie le domaine élastique du matériau mais n'influence pas son écrouissage.



**Figure III.10** Courbes contrainte-déformation pour un alliage d'aluminium AU4G (équivalent 2017A) : 1- vieillissement nul, 2- vieillissement complet [MARQUIS 89]

Pour des raisons de simplicité, une loi de comportement mécanique élasto-plastique à écrouissage linéaire est généralement utilisée pour modéliser le comportement des alliages d'aluminium durcis par précipités [SARRAZIN 95]. Dans ce cas, les effets visqueux sont négligés car les temps de soudage sont si faibles que le temps de maintien réduit à hautes températures ne permet pas à ceux-ci de prendre une part prépondérante dans le comportement du matériau. Il reste à déterminer la nature de l'écrouissage du matériau : isotrope, cinématique ou mixte du matériau. Celle-ci peut être facilement estimée par un essai de traction-compression à l'image de celui présenté sur la **Figure III.11** où l'effet cinématique est prédominant.



**Figure III.11** Translation du domaine élastique sur le diagramme contrainte-déformation

[GODARD 99] propose, dans le cadre du traitement thermique des alliages d'aluminium à haute limite d'élasticité (alliage 7010), une modélisation des cinétiques de transformation de phase en considérant de manière spécifique les lois de germination et croissance des constituants. Cette démarche consiste à coupler ces cinétiques avec la détermination des propriétés mécaniques à partir de données pertinentes de la microstructure (fraction volumique des précipités, nature, taille, distribution). En dessous de 200 °C, il y a formation de précipités durcissants qui provoquent l'augmentation des caractéristiques en fonction de la fraction volumique des précipités et de leur rayon. Au dessus de 200 °C, il y a également formation de précipités qui ne contribuent pas directement à la modification du comportement mécanique mais dont la création appauvrit la solution solide en éléments d'alliage et provoque une chute des propriétés mécaniques.

D'après l'étude bibliographique menée dans cette première partie, les effets à prendre en compte dans le cas particulier exposé peuvent se réduire à :

- la dilatation thermique,
- la dépendance de la loi de comportement vis-à-vis de l'état de dissolution et de la température,
- la restauration totale d'écrouissage du matériau lors de la fusion.

Pour aller plus loin, notamment pour valider les hypothèses établies pour des matériaux particuliers, il faudrait mettre en place des essais tels que ceux que nous allons présenter dans le paragraphe suivant.

## 2. COMPREHENSION DES CONSEQUENCES MECANIQUES DES PROCEDES HAUTES TEMPERATURES : L'ESSAI DE DILATOMETRIE BLOQUE

Les procédés de soudage conduisent à des modifications de microstructure et à un état de contraintes et déformations résiduelles qui jouent un rôle important sur la faisabilité d'un procédé et également sur la tenue mécanique des assemblages. Ces contraintes et distorsions proviennent principalement des gradients de température qui engendrent des incompatibilités de déformations ainsi que d'éventuelles transformations microstructurales qui confèrent au matériau de nouvelles propriétés mécaniques. Au cours du soudage la zone proche du cordon est dite auto-bridée. Ce terme désigne le blocage qu'opèrent les parties plus froides de la pièce autour de la zone chaude de la soudure en cours de réalisation. Pour expliquer les mécanismes qui conduisent à l'apparition des contraintes résiduelles dans cette région, un essai de dilatométrie bloqué peut être réalisé.

### 2.1. Présentation de l'essai de dilatométrie bloqué dit essai Satoh

L'essai consiste à chauffer puis à refroidir de manière homogène une éprouvette cylindrique dont les déplacements axiaux sont bloqués à la différence de l'essai de dilatométrie libre qui met en évidence les déformations d'origine thermo-métallurgique (**Figure II.21**). L'effet de l'auto-bridage est ainsi reproduit expérimentalement de manière qualitative à partir d'un essai uniaxial. Cet essai, aujourd'hui utilisé pour comprendre l'apparition des contraintes résiduelles et quantifier le poids des différents phénomènes observés au cours d'une opération de soudage, a été mis en œuvre pour la première fois par [**SATOH 72**]. La **Figure III.12** présente en bleu l'évolution de la contrainte axiale au cours d'un essai Satoh. Sur le même graphique figure en rouge l'évolution de la déformation thermo-métallurgique obtenue par dilatométrie libre. Au cours du cycle thermique de chauffage puis refroidissement que subit cet acier, il n'y a pas de transformation métallurgique : aucun changement de volume n'est mis en évidence. Au cours du cycle de température, les déformations et les contraintes sont données par les relations suivantes :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} + \varepsilon^p = 0 \quad (III.6)$$

$$\sigma = -E(\theta)(\varepsilon^{th} + \varepsilon^p) \quad (III.7)$$

où  $E(\theta)$  est le module de Young dépendant de la température. En l'absence de transformation métallurgique et dans le cas d'un matériau élasto-plastique, le matériau initialement vierge de toute contrainte est d'abord mis en compression car la dilatation thermique est empêchée. Cette contrainte de compression augmente jusqu'à atteindre la limite d'élasticité puis décroît avec la température conjointement avec le limite d'élasticité. Le niveau de la contrainte axiale, bornée par la limite d'élasticité du matériau, suit l'évolution de celle-ci, à l'écroutissage près, pour atteindre un niveau extrêmement faible à très haute température. Au refroidissement, le retrait thermique est empêché et provoque cette fois la mise en traction de l'éprouvette. Après retour à la température ambiante, le niveau de contrainte en traction dépend de l'agrandissement du domaine élastique à haute température et du chemin thermique parcouru.

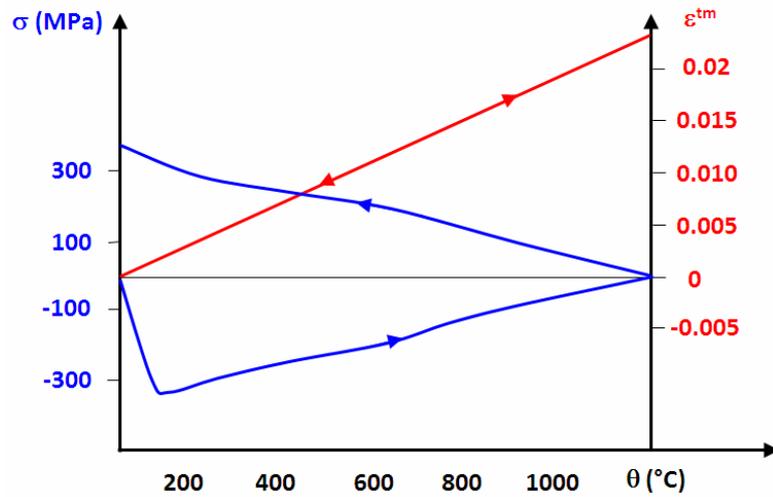
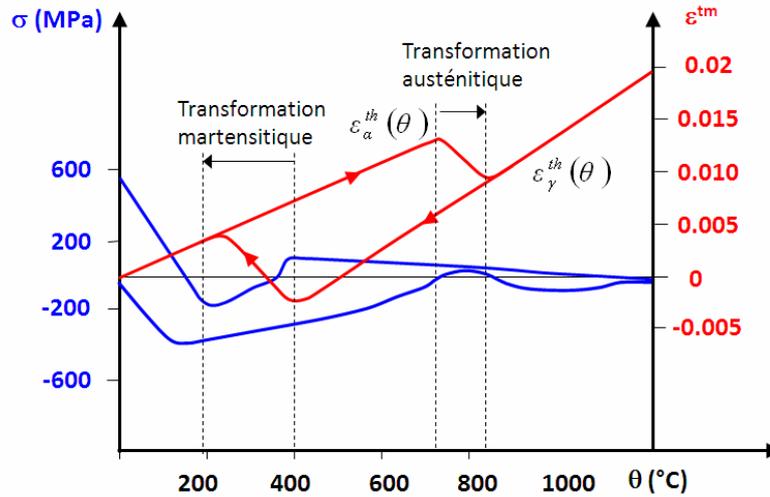


Figure III.12 Essais de dilatométrie bloqué (en bleu) et libre (en rouge) pour un acier sans transformation

Le même essai, conduit sur un acier présentant des transformations métallurgiques au chauffage puis au refroidissement, présente une évolution de la contrainte axiale radicalement différente (**Figure III.13**). Au chauffage, l'évolution de la contrainte est identique à l'essai précédent jusqu'à ce que la transformation austénitique intervienne. Au cours cette transformation, la différence de compacité des phases ferritiques initiales avec la phase austénitique engendre une diminution du volume qui limite l'effet de la dilatation thermique. Ceci provoque un déchargement élastique des contraintes qui diminuent et peuvent éventuellement passer en traction. Après austénitisation complète du cylindre, les contraintes repassent en compression jusqu'à la fin du chauffage où les contraintes s'annulent pratiquement en raison de la faiblesse du seuil de plasticité et aussi de la relaxation à haute température. Au refroidissement, partant d'une valeur très basse de contrainte de compression, une contrainte de traction se développe et atteint assez rapidement la limite d'élasticité de la phase austénitique. Elle suit alors l'évolution de la limite d'élasticité avec la température, à l'écroutissage près, jusqu'à ce que la transformation martensitique se produise. La transformation de l'austénite en martensite au refroidissement s'accompagne d'une augmentation de volume qui diminue l'impact du retrait thermique. Les contraintes diminuent et passent en compression lorsque la martensitique se crée. L'écoulement supplémentaire induit par la plasticité de transformation tend à réduire l'amplitude de variation des contraintes au cours du changement de phase. A l'issue de la transformation, la contraction thermique de l'éprouvette est à nouveau contrariée et des contraintes de traction sont obtenues à basse température. Ces dernières sont d'autant plus élevées que la fin de transformation ferritique intervient à hautes températures mais elles sont bornées par la limite d'élasticité de la structure ferritique formée. Ainsi lors de la formation de bainitique au refroidissement, la remise en charge en traction intervient à plus haute température et le niveau de contrainte de traction obtenu à température ambiante est généralement plus élevé que lors d'une transformation martensitique. Par contre, pour une transformation ferrito-perlitique dont le domaine de transformation est le plus élevé, les contraintes résiduelles sont les plus basses en raison de la faible limite d'élasticité. Le procédé de traitement thermique ou thermo-chimique de certaines structures en acier consiste à jouer, par le biais de la composition métallurgique et du fluide de trempé, sur la nature des changements de phase au refroidissement après austénitisation totale ou partielle, pour obtenir à la fois des propriétés mécaniques intéressantes (pignons, arbres, roulements) et des contraintes de compression à proximité de la surface afin d'augmenter la durée de vie en fatigue de ces pièces fortement sollicitées par contact mécanique [BERGHEAU 91], [MEY 97]. Pour ce type de procédé, une attention particulière doit également être portée à l'état de déformation résiduel afin d'éviter un usinage final pour respecter la précision géométrique requise.



**Figure III.13** Essais de dilatométrie bloqué (en bleu) et libre (en rouge) pour un acier présentant une transformation martensitique au refroidissement

Lorsque plusieurs cycles thermiques sont appliqués à la même éprouvette constituée d'un acier présentant des transformations de phase, ce qui est représentatif d'une opération de soudage multi-passes, il a été montré que :

- l'application de plusieurs cycles dont la température maximale au chauffage est croissante engendre des contraintes résiduelles quasiment identiques à celles obtenues en appliquant le dernier cycle seul (celui dont la température maximale est la plus élevée),
- l'application de plusieurs cycles dont la température maximale au chauffage est décroissante engendre des contraintes résiduelles voisines de celles obtenues en appliquant le seul cycle dont la température maximale est située juste au-dessous de la température de début d'austénitisation.

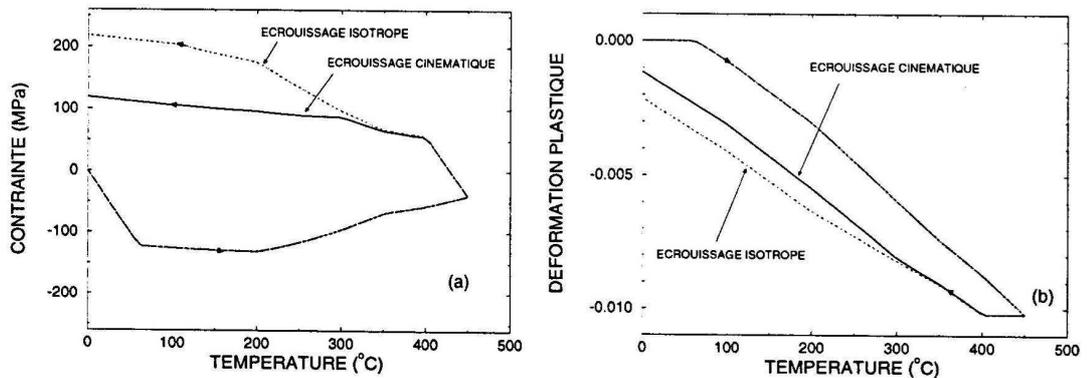
## 2.2. Analyse de sensibilité des modèles sur les contraintes résiduelles

En général, un formalisme élasto-plastique est employé pour modéliser le comportement mécanique des matériaux métalliques. Il est communément considéré que la plasticité est peu affectée par une pression hydrostatique, en dehors du cas particulier des matériaux poreux comme les aciers frittés obtenus par compactage des poudres métalliques [ABOUAF 85]. Le critère permettant de définir le seuil de plasticité est généralement le critère de Von Mises (voir équation (II.49) pour un écrouissage isotrope). L'hypothèse d'un écrouissage isotrope n'est pas forcément la plus adaptée (Figure III.11). [LEMAITRE 04] témoigne ainsi de l'anisotropie plastique : « Les déformations permanentes étant hétérogènes d'un cristal à l'autre, la compatibilité des déformations aux joints de grain ne peut être assurée que par des microdéformations élastiques qui subsistent partiellement après cessation de la sollicitation en créant des microcontraintes résiduelles autoéquilibrées. Ces microcontraintes sollicitent les cristaux à l'état neutre et peuvent augmenter ou diminuer la sollicitation extérieure nécessaire pour produire de nouveaux glissements et ce, de manière différente selon les directions considérées : c'est l'anisotropie engendrée par les déformations permanentes. L'effet Baushinger, qui est l'abaissement de la valeur absolue de la limite d'élasticité en compression consécutive à une traction préalable, en est la manifestation la plus simple ». Pour prendre en compte cette anisotropie, une variable tensorielle est introduite dans l'expression du critère de plasticité comme le montre la relation (II.53). [GALLEE 08] met en œuvre le modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire d'Armstrong-Frederick dans le cas de la mise en forme par roulage de tôles épaisses en acier inoxydable austénitique et souligne l'importance du choix du modèle de comportement lors de chargements cycliques. Ce modèle, dans

sa forme la plus simple, nécessite d'identifier deux paramètres,  $c$  et  $\gamma$ , à partir d'essais uniaxiaux de traction-compression [ARMSTRONG 66]:

$$\dot{\chi}_{ij} = \frac{2}{3} c \dot{\epsilon}_{ij}^p - \gamma \chi_{ij} \dot{\epsilon}_{eq}^p \tag{III.8}$$

Même sans considérer l'effet de la température, un modèle de comportement mécanique est adapté à la nature du matériau mais aussi au type de sollicitation auquel il est soumis. Or, au cours des procédés à hautes températures, la quantité de phénomènes activés thermiquement rend cette démarche encore plus fastidieuse. Outre la dépendance directe de la loi de comportement avec la température, le comportement mécanique du matériau peut être modifié par le changement de la microstructure, la restauration de l'érouissage ou encore les phénomènes visqueux. Les modèles phénoménologiques de comportement mécanique intégrant la microstructure comme variable d'état sont extrêmement complexes à identifier. Il est préférable de définir un modèle de comportement pour chaque constituant susceptible d'apparaître au cours du procédé, en laissant le soin à l'analyse thermo-métallurgique préalable de prédire cette évolution, et d'utiliser une loi des mélanges pour calculer l'état des contraintes. De plus, malgré la multitude des transformations susceptibles d'être activées dans des gammes de températures très proches les unes des autres, la superposition de chacune de ces contributions peut conduire à une caractérisation, somme toute assez simple, moyennant certaines hypothèses sur les sollicitations thermiques. Par exemple, lors du soudage, des cinétiques rapides et des temps de maintien courts incitent à négliger les effets visqueux. L'essai Satoh est une manière efficace de confirmer ces hypothèses en testant numériquement l'influence de chaque phénomène vis-à-vis des résultats expérimentaux. Cette démarche a conduit [SARRAZIN 95] à adopter des hypothèses, présentés plus loin, pour la simulation du soudage des alliages d'aluminium durcis par érouissage (série 5xxx). Les **Figure III.13**, **Figure III.14**, **Figure III.15** et **Figure III.16** représentent respectivement l'influence de la nature de l'érouissage, l'influence de la pente d'érouissage dans le cas d'un érouissage cinématique, l'effet de la prise en compte de la recristallisation et de la vitesse de sollicitation sur l'évolution de la contrainte au cours d'essais virtuels de dilatométrie bloqués.



**Figure III.14** Evolution de la contrainte et de la déformation plastique dans le cas d'un érouissage linéaire cinématique et isotrope

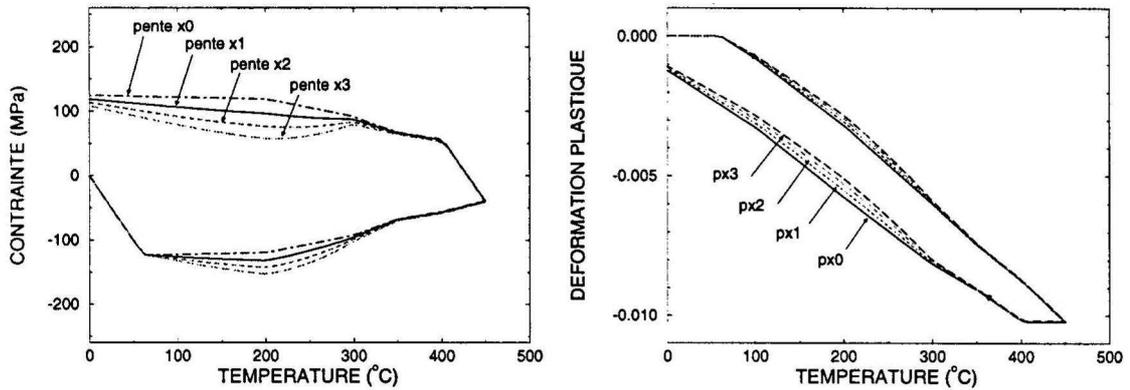


Figure III.15 Evolution de la contrainte et de la déformation plastique dans le cas d'un écoulement linéaire cinématique : effet de la pente d'écoulement

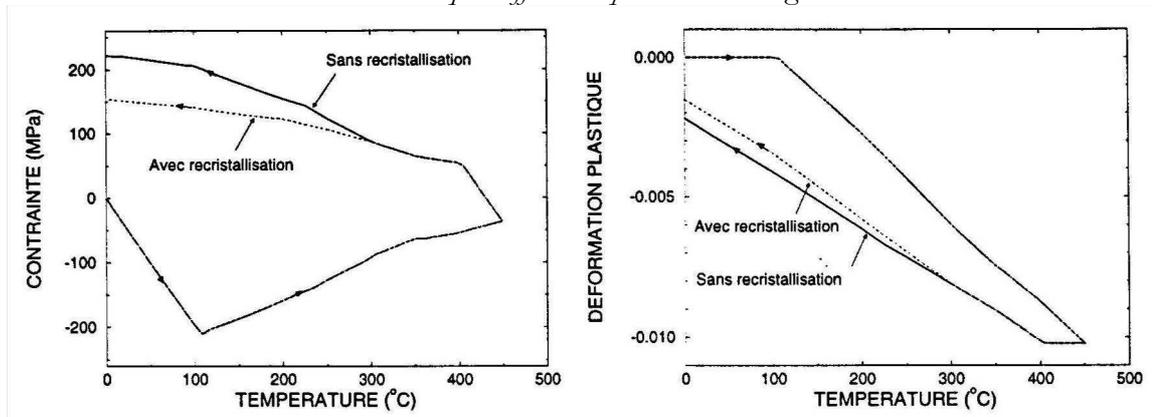


Figure III.16 Evolution de la contrainte et de la déformation plastique dans le cas d'un écoulement linéaire cinématique : prise en compte ou non de la recristallisation

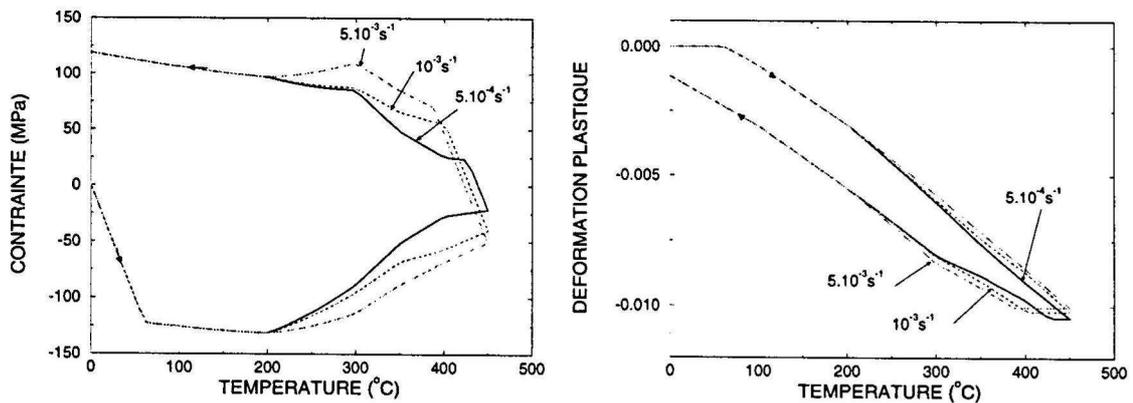


Figure III.17 Evolution de la contrainte et de la déformation plastique dans le cas d'un écoulement linéaire cinématique : prise en compte ou non des effets visqueux

Cette étude de sensibilité a permis de démontrer que la connaissance des propriétés et des effets visqueux à hautes températures n'était pas indispensable pour calculer les contraintes et les déformations résiduelles de soudage si l'écoulement est modélisé sous forme cinématique. La valeur de la pente d'écoulement joue un rôle négligeable. En revanche, la modélisation de l'évolution de la microstructure par recristallisation au cours du

soudage est essentielle. Evidemment ces conclusions ne peuvent pas être généralisées à tous les matériaux et toutes les gammes de cycle thermique mais la démarche est essentielle pour la validation des modèles utilisés.

[VINCENT 03] a conduit des essais Satoh sur l'acier 16MND5 qui présente des transformations métallurgiques. Il a ensuite comparé les résultats expérimentaux avec ceux obtenus numériquement en prenant en compte ou non les effets visqueux (Figure III.18). En dehors de la contrainte surestimée au refroidissement par le modèle élasto-plastique, la prise en compte des effets visqueux ne semble pas essentielle : pendant et après la transformation martensitique, l'évolution de la contrainte est similaire dans les deux cas.

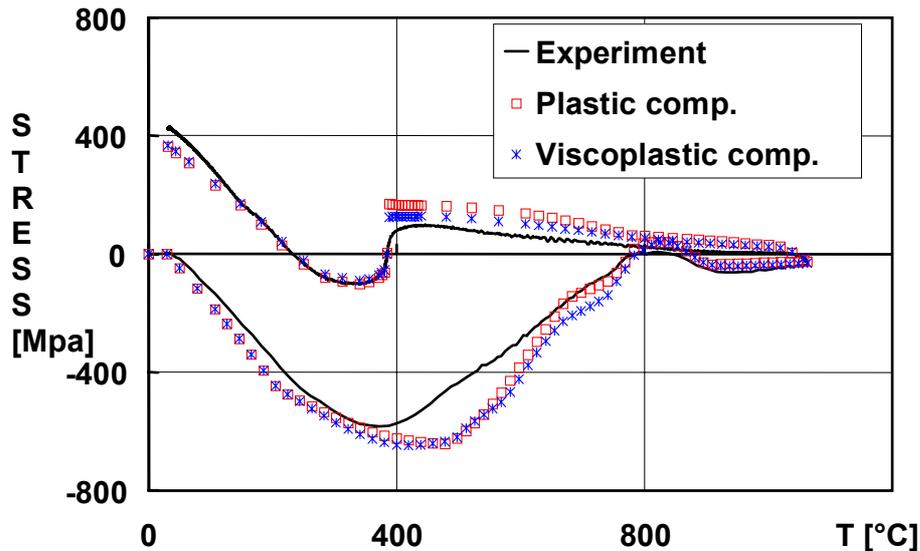


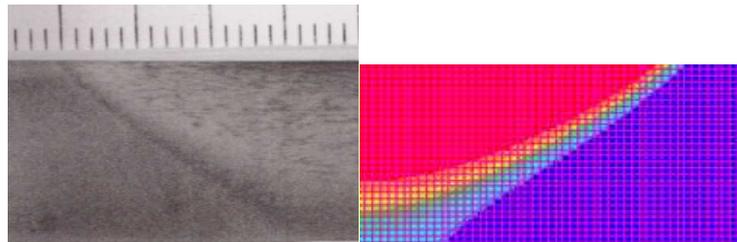
Figure III.18 Contrainte en fonction de la température pour un cycle de chauffage à 80 °C/s et de refroidissement à -12 °C/s qui provoque une transformation martensitique

Suite à ces analyses, il faut toutefois rester prudent : l'essai Satoh est un essai uniaxial avec des conditions aux limites idéalisées par rapport à une réalité tridimensionnelle plus complexe et ces conclusions ne concernent que les contraintes. En effet il a été montré que les distorsions résiduelles sont assez sensibles à l'évolution des déformations [LEBLOND 97]. Au cours du soudage multi-passes bout-à-bout de deux plaques constituées d'acier 16MND5, le retrait des bords du chanfrein est mesuré et comparé avec les résultats des simulations. La mesure donne -0,4 mm alors que le calcul élasto-plastique prédit -0,25 mm de retrait. Les auteurs montrent qu'en augmentant la limite d'élasticité de l'austénite à hautes températures d'environ 25 MPa, les mesures sont retrouvées par la simulation numérique : la déformation thermique est moins compensée par les déformations inélastiques car le matériau est plus résistant. Ceci revient à considérer une sensibilité de la limite d'élasticité à la vitesse de déformation croissante avec la température. Plutôt que de caractériser un modèle élasto-visco-plastique, cette sensibilité à la vitesse de déformation peut être utilisée simplement en multipliant la limite d'élasticité définie pour le comportement élasto-plastique du matériau par une fonction  $f$  telle que:

$$\sigma_y \cdot f(\dot{\epsilon}_{eq}^m, \theta) \text{ avec } \dot{\epsilon}_{eq}^m = \sqrt{\frac{2}{3}(\dot{\epsilon}_{ij} - \dot{\epsilon}_{ij}^{th}) \cdot (\dot{\epsilon}_{ij} - \dot{\epsilon}_{ij}^{th})} \quad (III.9)$$

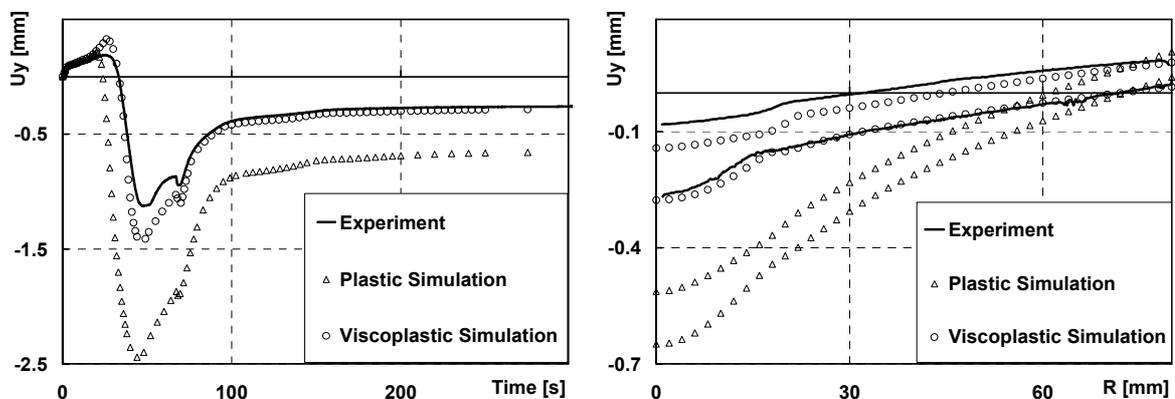
Afin de valider les différents modèles et hypothèses formulés pour simuler les conséquences mécaniques d'une opération de soudage un autre dispositif expérimental a été développé par [CAVALLO 98] dans le cadre d'un programme de recherche appelé INZAT. Il s'agit d'un disque chauffé en son centre par une source laser. La structure et la sollicitation sont de révolution ce qui autorise des simulations

bidimensionnelles axisymétriques de l'essai. De plus, grâce à une instrumentation fine en thermocouples, les sollicitations thermiques sont particulièrement bien maîtrisées. Différentes épaisseurs de disque et différents chargements thermiques peuvent être étudiés : Z.A.T. traversante, cycles thermiques successifs... Les températures et les déplacements axiaux du disque sont enregistrés durant l'essai. A l'issue de l'essai, les contraintes sont mesurées par diffraction de rayon X et les déformations sont obtenues par une méthode de corrélation d'image. En complément des analyses destructives sont conduites pour analyser la structure métallurgique obtenue et identifier les dimensions réelles de la zone affectée thermiquement (**Figure III.19**).



**Figure III.19** Comparaison de la Z.A.T. obtenue numériquement et de la Z.A.T. révélée par macrographie selon une coupe radiale d'un disque de 15mm d'épaisseur [VINCENT 02]

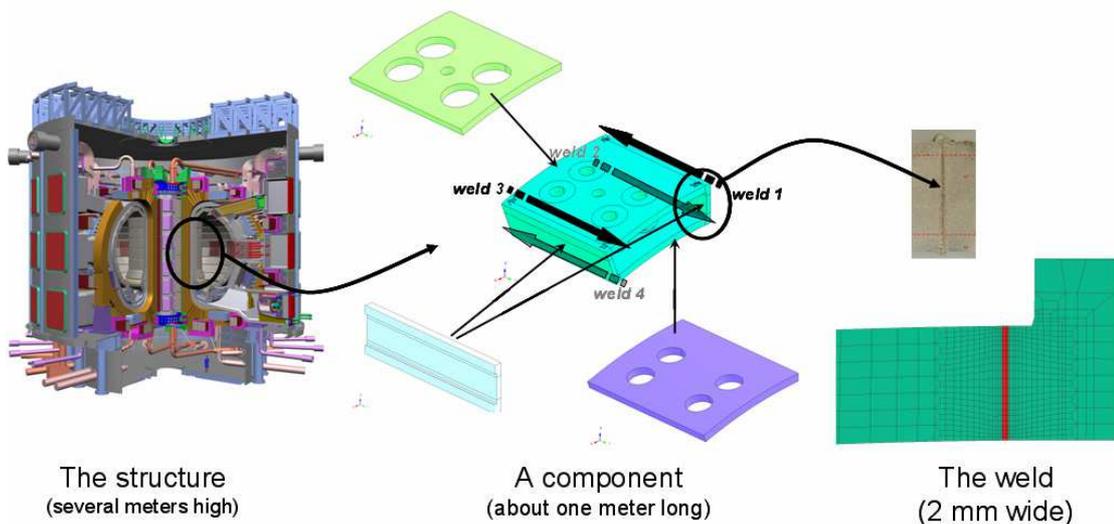
L'expérience présentée à titre d'exemple a été conduite sur un disque en acier 16MND5 de faible épaisseur (5 mm) et de diamètre 160 mm [VINCENT 03]. L'essai est simulé en considérant un modèle élasto-plastique et un modèle élasto-visco-plastique. Comme le montre la **Figure III.20**, seul le modèle qui inclut les effets visqueux permet de retrouver l'évolution des distorsions et la déformée finale. Ces résultats confirment la sensibilité des distorsions des structures minces aux phénomènes visqueux, sensibilité déjà évoquée dans l'introduction de ce chapitre.



**Figure III.20** Comparaison calculs/mesures du déplacement au centre du disque au cours du temps et de la déformée finale du disque

### 3. DEFORMATIONS ET CONTRAINTES RESIDUELLES

L'origine de l'apparition des contraintes et des déformations résiduelles est maintenant clairement établie. Les méthodes et hypothèses à mettre en place pour prédire l'état de contrainte à l'issue d'un procédé mettant en jeu de hautes températures avec de forts gradients thermiques sont également bien détaillées. Il reste toutefois à étudier l'impact des contraintes résiduelles sur la tenue en service des composants ainsi que la manière de traiter le problème des distorsions pour les grandes structures ou les assemblages présentant de nombreuses soudures et pour lesquels les temps de calcul par des méthodes conventionnelles demeurent prohibitifs. En effet, si la prédiction des évolutions de la microstructure, voire des contraintes résiduelles, peut s'effectuer sur un modèle se limitant à la zone proche de la soudure, la prédiction des déformations de structure ou distorsions nécessite de conduire des simulations tridimensionnelles prenant en compte l'ensemble des composants (**Figure III.21**).



**Figure III.21** Illustration de la difficulté de mener des analyses fines à l'échelle des composants par des méthodes de calcul conventionnelles – Assemblage par soudage des secteurs de la chambre à vide d'ITER [MARTIN 09]

Pour mieux comprendre les effets du soudage en termes de distorsions, nous avons distingué et illustré les différents modes de déformation sur le cas simple d'assemblage bout-à-bout de deux tôles (**Figure III.22**, **Figure III.23** et **Figure III.24**) :

- le retrait longitudinal, parallèle à la ligne de soudage. Il est relativement simple et uniforme, car induit par le bridage des zones restant froides situées de part et d'autre de la soudure.
- le retrait transversal, perpendiculaire à la ligne de soudage. Il est plus complexe à définir car son effet varie selon que les éléments à assembler sont longs ou courts, libres ou bridés.
- l'effet de pliage ou distorsion angulaire, dû à la variation du retrait transversal dans l'épaisseur de soudure et qui provoque une rotation des éléments assemblés suivant l'axe longitudinal (axe de soudage).
- l'effet de serrage, dû au décalage dans le temps du retrait transversal lors de la réalisation de la soudure. Il se caractérise par un resserrement ou un écartement des pièces à assembler selon la vitesse et l'énergie du procédé. Pour s'opposer à cet effet particulièrement gênant lors du soudage sur pièces minces, des agrafes ou pointages par des points de soudure sont réalisés.

- l'effet de cintrage, dû à la variation du retrait longitudinal dans l'épaisseur de la soudure et qui provoque une rotation des éléments assemblés selon l'axe transversal (axe perpendiculaire à l'axe de soudage).
- le flambage, dû aux contraintes de compression qui engendrent une instabilité de la structure lors du soudage mono-passe sur pièces minces. La structure présente alors des ondulations ou un voilement (mise en hélice). Cet effet est également lié au retrait longitudinal.

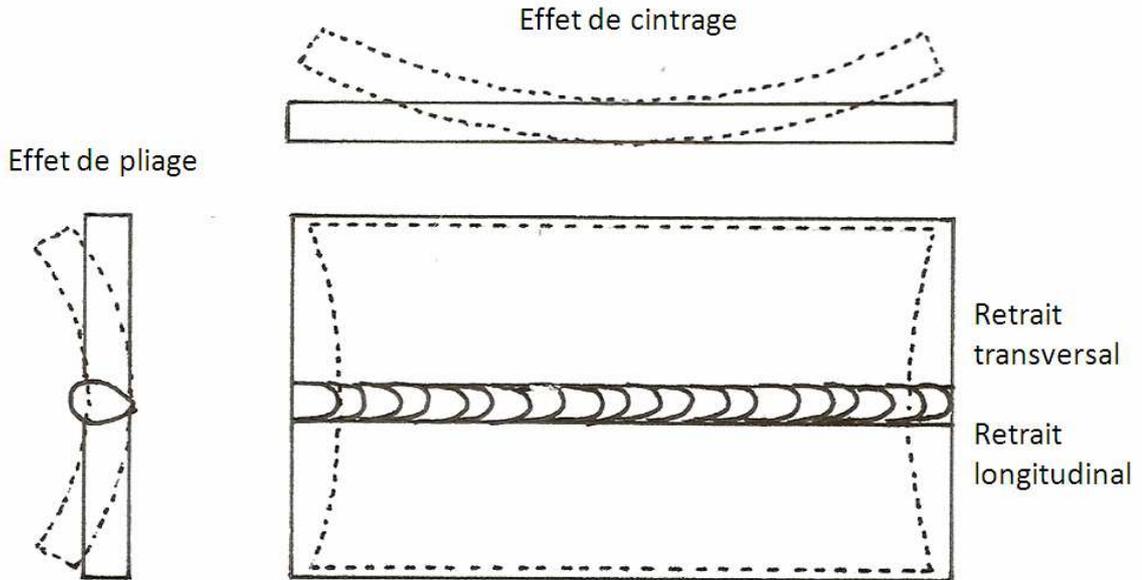


Figure III.22 Illustration des effets de pliage et de cintrage ainsi que du retrait transversal et du retrait longitudinal

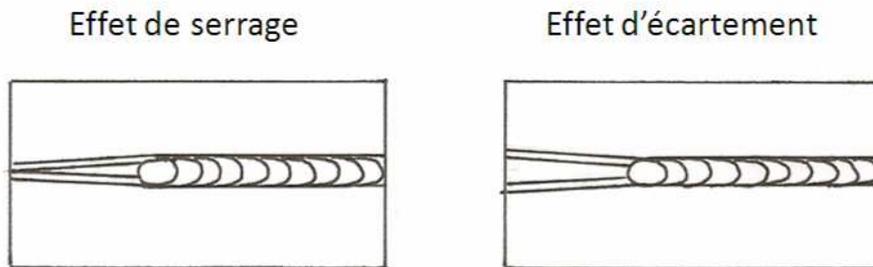


Figure III.23 Illustration des effets de serrage et d'écartement des tôles

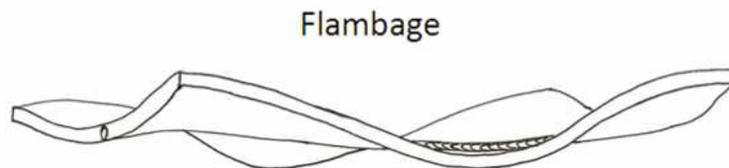


Figure III.24 Illustration des conséquences du flambage

Pour le calcul des distorsions de grandes structures, [DUAN 07] suggère d'utiliser la méthode des « déformations inhérentes ». Les « déformations inhérentes » désignent les déformations inélastiques provoquées par le soudage : déformation plastique classique, déformation de plasticité de transformation et déformation visco-plastique. Cette méthode s'adresse particulièrement au concepteur pour définir la position des soudures et au fabricant pour définir le mode opératoire de soudage (procédé, séquence) en fonction de l'épaisseur des pièces et de l'énergie apportée par le procédé. La méthode repose sur des calculs analytiques

visant à déterminer les « déformations inhérentes » qui n'existent qu'au voisinage de la soudure. Ces déformations servent ensuite de chargement pour déterminer par un simple calcul élastique les déformations de l'assemblage complet. Dans son principe, cette technique est très proche de la méthode local/global détaillée dans le paragraphe qui suit. Cette dernière, qui propose d'évaluer les forces internes induites par le soudage à l'aide d'une simulation précise prenant en compte l'ensemble des phénomènes physiques impliqués durant l'opération, se révèle plus généralisable à l'ensemble des procédés et des configurations de joint.

### 3.1. Prédiction des distorsions – Méthode local/global

Pour déterminer les distorsions de grandes structures induites par des longueurs de soudure importantes, et ensuite étudier l'influence de l'ordre de réalisation de ces soudures, une approche local/global a été généralisée et validée dans son principe par [SOULOUMIAC 02]. Cette approche s'appuie sur deux niveaux de modélisation et vise à coupler les résultats obtenus sur un modèle local (premier niveau) avec une simulation globale sur l'ensemble de la structure (deuxième niveau). Les déformations permanentes et les modifications de la microstructure induites par le soudage sont supposées être localisées à proximité du joint soudé, ce qui est déjà démontré. Au niveau de la structure complète, les distorsions de l'assemblage sont uniquement dues aux déformations plastiques locales. Le comportement global du reste de la structure peut être supposé élastique. Il est alors possible de déterminer les déformations plastiques et les contraintes résiduelles en utilisant un modèle local selon les méthodes proposées au chapitre précédent, en concentrant les efforts de calcul sur la soudure et son voisinage. Ces déformations permanentes locales sont ensuite injectées comme déformations initiales, dans un modèle tridimensionnel global concernant cette fois toute la structure et ne nécessitant pas la même finesse de maillage. Les distorsions résiduelles sont ensuite calculées sur ce modèle par une simple analyse élastique. Pour réduire l'impact du choix des conditions aux limites du modèle local sur les forces internes calculées au niveau du joint soudé, [DUAN 07] a proposé des astuces numériques applicables au cas des structures minces plus sensibles à ce choix que les structures massives et auto-bridées. Pour prendre en compte un état résiduel, et notamment la modification des propriétés mécaniques lors d'une analyse du comportement mécanique en service d'un assemblage soudé, le choix des modèles locaux et le transfert des résultats sur le modèle global peut se faire en suivant les mêmes hypothèses que celles établies pour l'estimation des distorsions [ROBIN 05B], [PICKETT 07]. Par exemple, pour l'assemblage de deux profilés extrudés en aluminium présenté sur la **Figure III.25**, deux modèles locaux peuvent être distingués. Les résultats obtenus sur les modèles locaux sont ensuite transportés sur le modèle complet de la structure selon le principe présenté sur la **Figure III.26**.

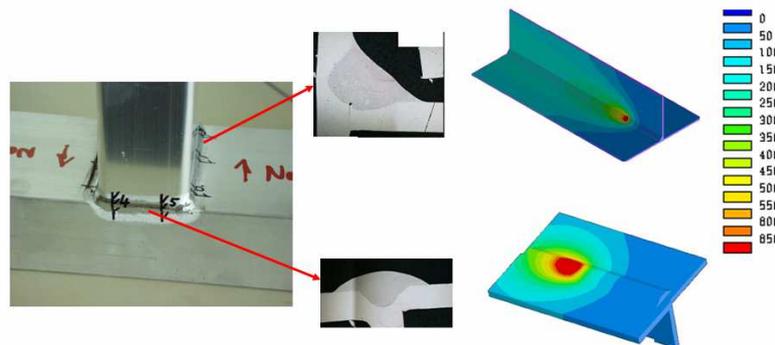
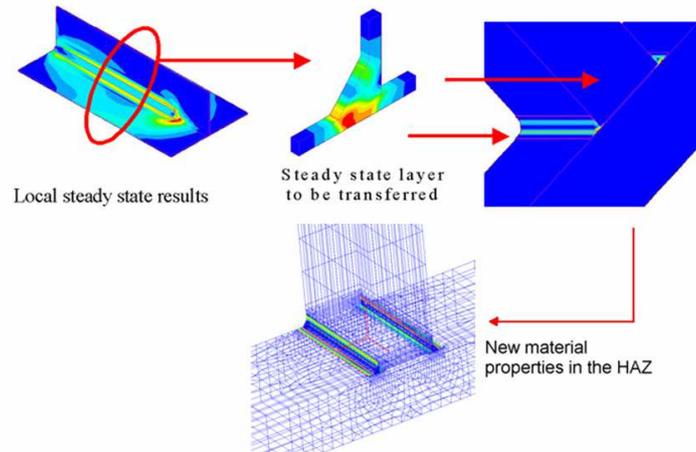
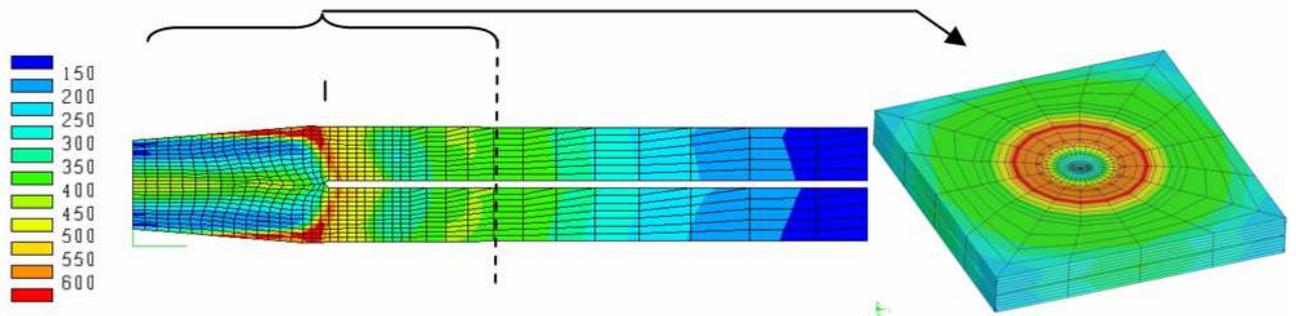


Figure III.25 Profilés en aluminium assemblés par deux configurations de soudure



**Figure III.26** Transfert des résultats obtenus dans la zone courante du modèle local sur la structure complète pour l'étude de sa tenue mécanique

Pour simplifier la mise en œuvre de la méthode local/global dans le cadre de l'analyse des distorsions, un macro-élément de la soudure, compatible avec l'emploi d'éléments de coque peut être calculé. Cette méthodologie, généralement appliquée pour les soudures par cordon, a été déployée au cas très particulier du soudage par points. En général, la simulation numérique locale du soudage par points est réalisée en considérant une symétrie de révolution pour la géométrie, les conditions aux limites et les sollicitations électriques et mécaniques [ROBIN 02B]. Dans un premier temps, il est nécessaire de transporter les résultats du modèle bidimensionnel axisymétrique sur un modèle tridimensionnel. Les frontières du modèle tridimensionnel englobent la zone contenant des déformations permanentes comme le montre la **Figure III.27**. Le modèle tridimensionnel peut être plus grossier que le modèle bidimensionnel à condition de minimiser les pertes d'information dans les zones présentant de forts niveaux de déformation plastique. Cette condition peut être vérifiée par un simple calcul de rééquilibrage des efforts mené sur la structure cible après transport : le champ de déplacement obtenu ne doit pas varier par rapport au modèle source.



**Figure III.27** Transfert des forces internes depuis un modèle fin 2D vers un modèle 3D plus grossier (contraintes de Von Mises en MPa) [ROBIN 06B]

Les forces internes au sein du modèle local tridimensionnel, dues aux déformations inélastiques, sont ensuite appliquées sur un modèle global par l'intermédiaire de macro-éléments de soudure qui sont définis par leur propre rigidité et leur vecteur second membre. Ces macro-éléments sont calculés à partir du principe des travaux virtuels appliqué sur leur domaine  $\Omega$ . En négligeant les forces extérieures, cela conduit à l'équation (III.10) dans des conditions quasi statiques :

$$\int_{\Omega} \varepsilon^* : \sigma \, dv = 0 \quad \text{avec} \quad \sigma = D : (\varepsilon - \varepsilon_p) \tag{III.10}$$

où  $\varepsilon^*$  est le tenseur des déformations virtuelles,  $\sigma$  est le tenseur des contraintes,  $\varepsilon$  est le tenseur des déformations totales et  $\varepsilon^p$  le tenseur des déformations inélastiques. La méthode des éléments finis permet d'exprimer la matrice de rigidité associée au macro-élément par l'équation (III.11) et le vecteur second membre résultant des déformations inélastiques par l'équation (III.12) :

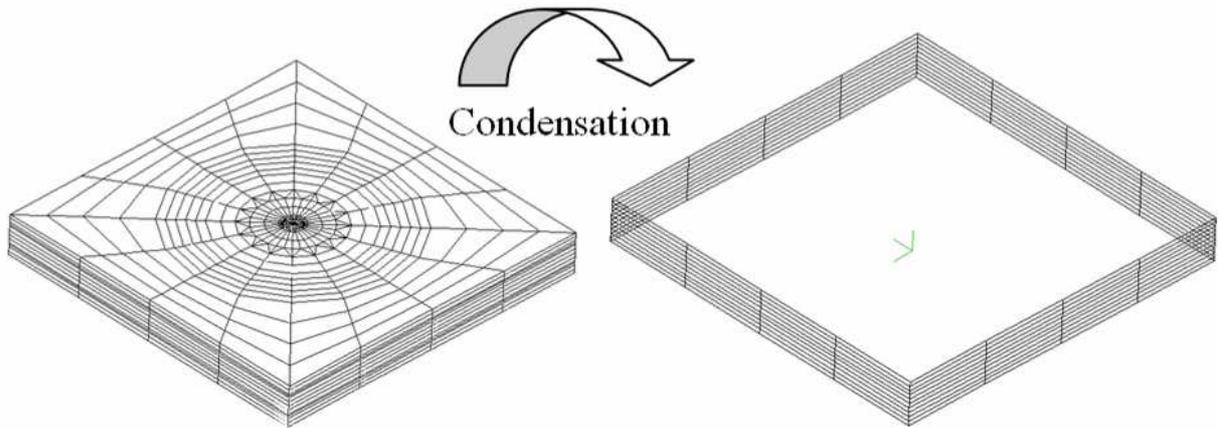
$$[K_\Omega] = \sum_{\text{elements } \Omega} \int [B_e]^T [D] [B_e] dv \quad (III.11)$$

$$[F_\Omega] = \sum_{\text{elements } \Omega} \int [B_e]^T [D] \{\varepsilon^p\} dv \quad (III.12)$$

Le système d'équations (III.13) doit subir deux transformations afin d'être utilisable dans un calcul global avec des éléments de coque spatiale.

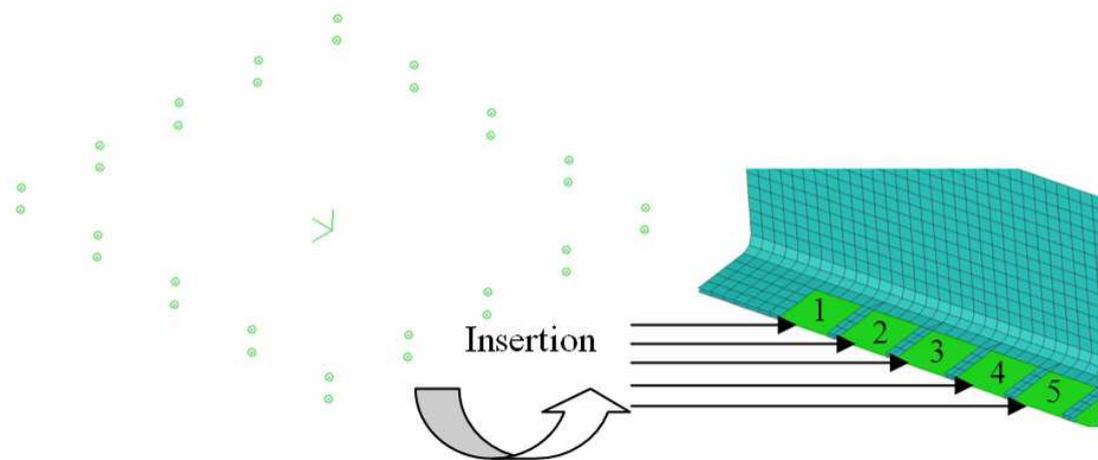
$$[K_\Omega] \{U\} = \{F_\Omega\} \quad (III.13)$$

La première opération consiste à condenser le système (III.13), associé au domaine discrétisé avec des éléments massifs tridimensionnels, sur les nœuds de la frontière avec le modèle global. Cette étape est réalisée par élimination des degrés de liberté des nœuds internes comme l'illustre la **Figure III.28**.



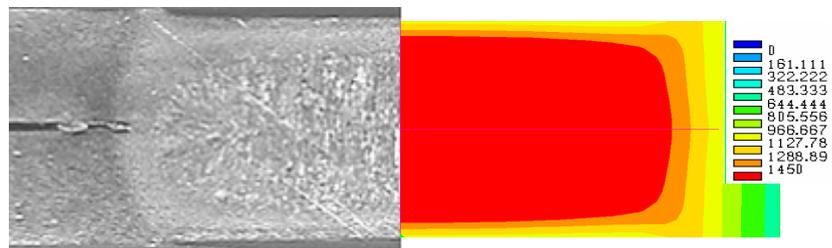
**Figure III.28** Condensation de la rigidité et des forces internes sur la frontière du domaine 3D par élimination des degrés de liberté internes

Si le modèle global utilisé pour le calcul des distorsions est représenté avec des éléments de coque, le macro-élément condensé de la soudure doit être exprimé avec des degrés de liberté de translation et de rotation. Dans un second temps, le système d'équations est donc à nouveau condensé sur les nœuds connectés aux éléments de coque du modèle global, en respectant la rotation des faces du domaine local, constitué initialement d'éléments massifs, et l'hypothèse selon laquelle ses frontières restent planes. Les distorsions sont ensuite obtenues par un calcul élastique sur un modèle assemblant les macro-éléments des soudures avec le reste du modèle coque global. Les macro-éléments des soudures peuvent également être assemblés pas à pas en respectant l'ordre dans lequel ils sont soudés de manière à étudier l'évolution des distorsions durant le soudage et l'effet de la séquence (**Figure III.29**). Dans ce cas, autant de calculs élastiques que de pas de séquence doivent être réalisés.



**Figure III.29** Insertion pas à pas des macro-éléments pour étudier l'effet de la séquence de soudage

La méthode local/global, telle qu'elle est présentée dans ce paragraphe, a été utilisée pour prédire la déformée après soudage d'un assemblage d'une tôle de fermeture sur un profilé en « U » [ROBIN 06B]. Les tôles en acier doux sont revêtues par un dépôt de zinc. Leur épaisseur est de 1,5 mm. Le modèle local du point soudé possède les mêmes caractéristiques. Un essai de soudage a été réalisé pour permettre de valider le modèle numérique. Les résultats de la simulation du point de soudure ont été comparés d'une part avec les dimensions expérimentales de la Z.A.T. et de la zone fondue comme le montre la **Figure III.30** et d'autre part avec l'écartement des tôles mesuré à une certaine distance du centre du noyau et l'indentation provoquée par les électrodes (**Tableau III.2**).



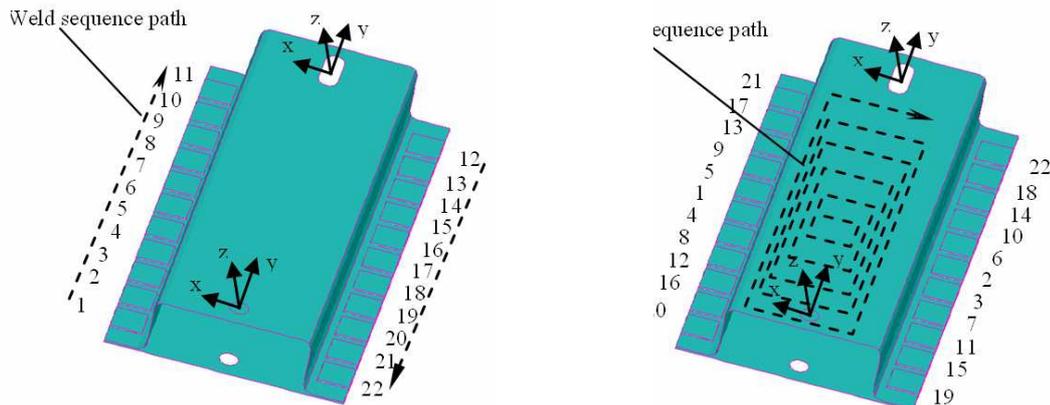
Current = 10.5 kA, Force = 2.5 kN, Squeezing time = 200 ms, Welding time = 300 ms, Holding time = 200 ms

**Figure III.30** Isotherme de la température maximale vue au cours du soudage par calcul (à droite) comparée à une coupe macrographique du point soudé

	Measurement	Simulation
Nugget dia. (mm)	6.0	6.1
Nugget penetration (mm)	1.1	1.3
H.A.Z. dia. (mm)	7.2	7.6
Sheet separation (5 mm from centre)	0.1	0.12
Electrode penetration (mm)	0.06	0.16

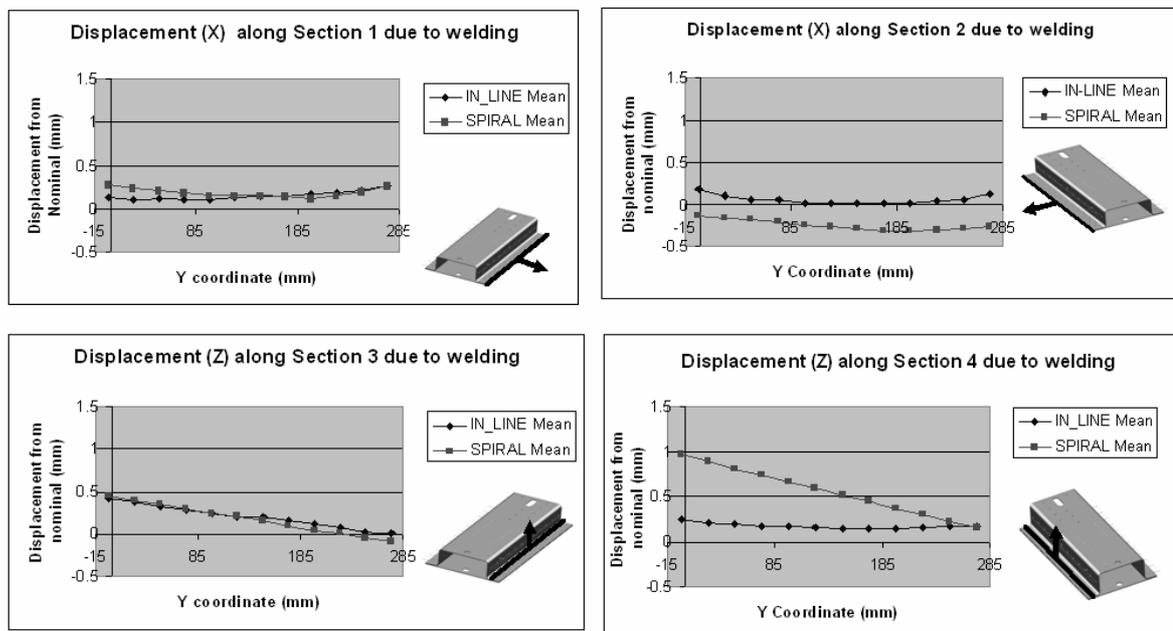
**Tableau III.2** Comparaison mesure/calcul du modèle local du point de soudure

La comparaison des prédictions numériques obtenues sur le modèle local avec les observations expérimentales a été jugée satisfaisante même si la simulation a tendance à surestimer la pénétration des électrodes dans les tôles. Ce modèle local « validé » a ensuite été utilisé pour prédire les distorsions de l'assemblage de la tôle de fermeture sur le profilé en « U » en testant deux séquences de soudage différentes. Après préparation des tôles de l'assemblage afin de conformer ces dernières, les deux composants ont été positionnés avec précision à l'aide de supports permettant de fixer le référentiel de mesure vis-à-vis de la position des pièces. Puis onze points de soudure, décalés de 25 mm, ont été réalisés sur chaque côté de la structure selon les deux séquences présentées sur la **Figure III.31** : l'une en ligne et l'autre en spirale.

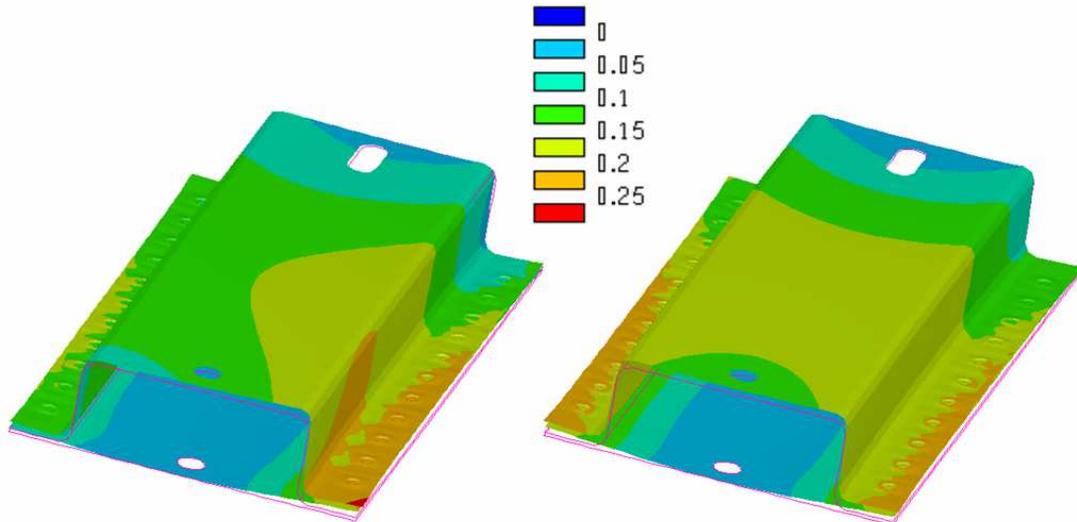


**Figure III.31** Etude de l'effet de séquence sur une structure assemblée par 22 points de soudure : séquence en ligne et séquence en spirale

Les distorsions induites par les différentes séquences de soudage ont été mesurées à l'aide d'un palpeur le long des arêtes dans le sens X et sur les faces selon Z. Les déplacements par rapport à la position initiale des pièces avant soudage sont donnés sur les graphiques de la **Figure III.32**. La norme des déplacements calculés par la méthode local/global est donnée sous forme d'isovaleurs sur la **Figure III.33**.



**Figure III.32** Mesure des déplacements selon les arêtes et sur les faces supérieures du profilé en « U » pour les deux séquences de soudage



**Figure III.33** Champ de déplacement calculé (norme en mm) pour la séquence en ligne (à gauche) et la séquence en spirale (à droite)

Les mesures physiques, tout comme les simulations révèlent une faible ouverture des tôles à chaque extrémité de l'assemblage. Une rotation autour de l'axe Z est mise en évidence par les mesures sur la configuration de soudage en ligne. Dans le cas de la configuration de soudage en spirale, qui réagit de manière plus symétrique, il s'agit plutôt d'une rotation autour de l'axe Y. Ces observations sont également retrouvées par le calcul. Dans les deux cas, la plus grande distorsion est mesurée sur la face supérieure dans la direction Z, avec un maximum au niveau du coin avant. La direction des déplacements est bien retrouvée par l'application de la méthode local/global dans les deux configurations par contre l'amplitude des déplacements calculés (0,25 mm) est approximativement deux fois plus faible que celle obtenue par les mesures (0,5 mm). Plusieurs points peuvent expliquer cet écart. Le même modèle local a été utilisé pour toutes les soudures, or celui-ci ne considère pas de jeu initial entre les tôles. Il est clairement mis en évidence par le calcul qu'au cours de l'assemblage, les tôles s'écartent et la phase d'accostage engendre des déformations plastiques locales qui ne sont pas intégrées dans le modèle utilisé. De plus, les tôles sont supposées parfaites et dénuées de tout état résiduel de fabrication. En réalité, ces tôles sont embouties et présentent des variations d'épaisseur et de propriétés mécaniques dues à l'érouissage subi au cours de leur mise en forme. Si à proximité du point de soudure cette histoire est effacée, le comportement du reste de l'assemblage peut se révéler bien différent. Finalement, étant donné la faiblesse des déplacements mesurés, la part d'erreur de mesure est accrue et peut rendre plus délicate l'interprétation des comparaisons entre expérience et simulation.

Cette analyse des résultats illustre les difficultés de la méthode quant à la prise en compte d'un état initial et la représentativité d'un modèle local unique idéalisé. Toutefois ce travail montre aussi que, malgré des hypothèses simplificatrices sur les conditions initiales et aux limites du modèle local ainsi que sur le comportement du reste de l'assemblage, il est possible d'obtenir une tendance acceptable des distorsions liées à une opération de soudage. Ceci permet d'envisager l'utilisation de cette méthode afin d'améliorer la séquence de soudage en vue de diminuer les distorsions. Une mise en œuvre de la méthode local/global dans le cas de soudage en continu par faisceau d'électrons de maquettes représentatives d'un secteur de la chambre à vide du réacteur ITER (**Figure III.21**) s'est révélée plus prédictive : le sens et l'amplitude des déplacements ont été correctement estimés par le calcul. Il s'avère que pour ce type de structure, l'influence des conditions initiales de fabrication et des conditions aux limites du modèle local sont négligeables dans le cas du procédé utilisé et par rapport à l'épaisseur des tôles soudées [GALLEE 08], [MARTIN 09].

## 3.2. Atténuation des contraintes résiduelles

### 3.2.1. *Traitement de détensionnement*

Des traitements thermiques de détensionnement après soudage sont parfois exigés pour :

- relaxer partiellement ou totalement les contraintes résiduelles de soudage,
- atténuer, par un effet de revenu, les écarts de propriétés mécaniques existant entre le métal fondu, la Z.A.T. et le métal de base : l'objectif étant d'homogénéiser localement la microstructure afin de retrouver une structure proche de celle obtenue suite à l'élaboration du métal de base.

Cette opération permet notamment d'améliorer la résistance à la rupture fragile en augmentant la ductilité du matériau et d'accroître la résistance à la corrosion sous tension en diminuant le niveau des contraintes résiduelles. La réduction des contraintes internes permet également de préserver la stabilité dimensionnelle de la pièce après usinage. De plus, l'homogénéisation des microstructures permet de prévenir l'effet néfaste que pourrait présenter l'hétérogénéité des propriétés mécaniques locales avec des zones à plus faible ténacité. Il faut toutefois prendre garde à ce que le cycle thermique du détensionnement maintienne la température à un niveau inférieur à la température de stabilité de la microstructure du métal de base. Enfin, pour ne pas générer de nouvelles contraintes, les conditions de chauffage et de refroidissement devront être suffisamment lentes afin d'éviter l'apparition de gradients thermiques significatifs dans la pièce traitée.

La relaxation des contraintes lors de traitements thermiques de détensionnement est de deux types : la relaxation anisotherme par élévation de la température et dépassement de la limite d'élasticité à chaud et la relaxation dite isotherme lorsque les phénomènes visqueux interviennent. Ces derniers apparaissent à des températures supérieures à 400 °C pour la plupart des aciers. La contrainte existante se relaxe au cours du temps par fluage. La diminution relative de la contrainte est appelée taux de relaxation. Ce taux dépend peu de la contrainte initiale mais est fonction de la température et du temps de maintien. Comme pour le revenu des structures métallurgiques, il existe un paramètre d'équivalence temps-température qui témoigne de la relaxation des contraintes par fluage. Les aspects mécaniques et métallurgiques doivent être considérés pour simuler finement le traitement thermique de détensionnement en suivant les recommandations prescrites dans le Chapitre II - 3.2.2.

Dans le cadre d'un programme européen de recherche appelé Fourth Euratom Framework Programme, la commission européenne a participé au financement d'un projet concernant l'étude du comportement à la rupture d'une liaison bimétallique. Ce projet, nommé BIME'T (Structural Integrity of Bi-Metallic Components), a consisté à réaliser cinq liaisons bimétalliques. Certaines d'entre elles ont servi à la détermination des contraintes résiduelles et aux mesures de caractéristiques mécaniques dans les matériaux de base et dans la soudure. Les deux autres maquettes ont été utilisées pour étudier la stabilité d'un défaut inséré à proximité de l'interface entre la soudure en acier inoxydable austénitique et la partie ferritique de la tubulure sous un chargement par flexion 4 points. Les principales caractéristiques de la jonction bimétallique sont représentées sur la **Figure III.34**.

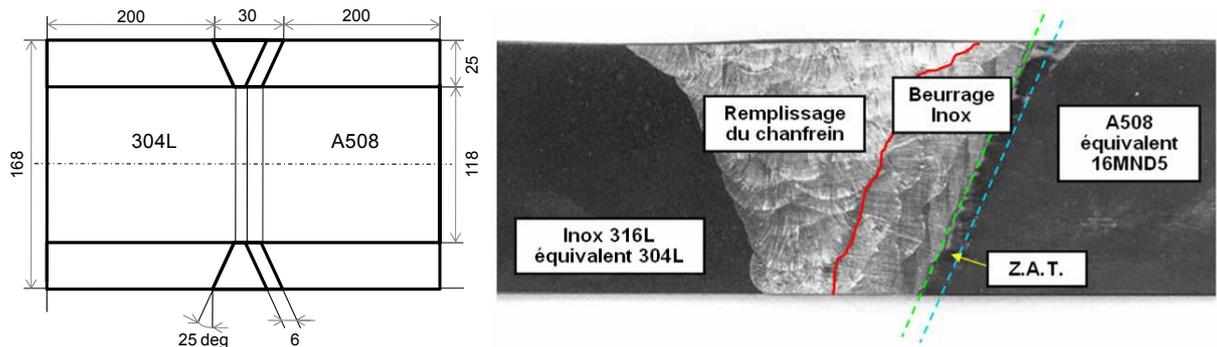
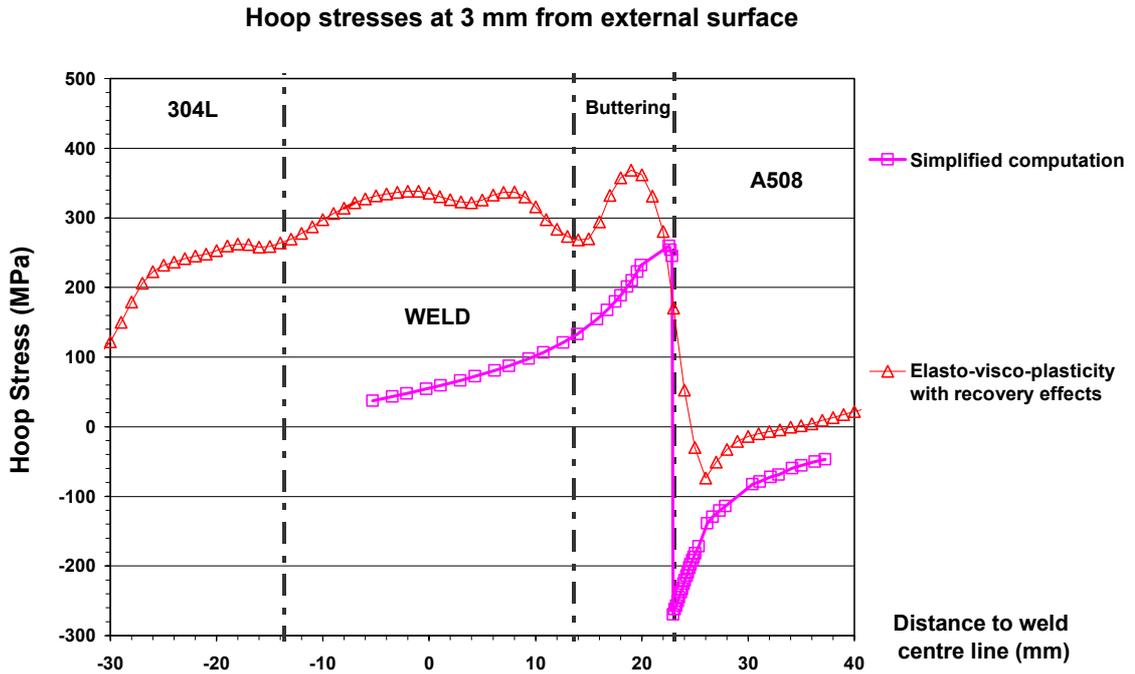


Figure III.34 Caractéristiques des maquettes du projet BIMET : dimensions (en mm) et matériaux

La fabrication d'une telle liaison bimétallique est réalisée en suivant un processus bien établi [DEVAUX 00], [ROBIN 02]:

- beurrage du tube en acier ferritique A508 (équivalent 16MND5) par 4 couches de dépôts par électrode enrobée avec préchauffage à 120 °C, le beurrage est constitué par environ 34 cordons de soudure en acier inoxydable austénitique (10 cordons en 309L pour la première couche et 8 cordons 308L par couche pour les couches suivantes) soit au total 6 mm d'épaisseur après surfacage des dépôts,
- détensionnement du tube ferritique à 600 °C avec un palier de maintien de 4 h minimum,
- usinage du beurrage (chanfrein en tulipe, réduction d'épaisseur) et usinages interne et externe du tube ferritique,
- après accostage des deux tubes, remplissage du chanfrein par soudage à l'arc électrique (électrode enrobée) sans préchauffage (environ 36 passes en 308L),
- arasage des cordons en surface externe au diamètre du tube.

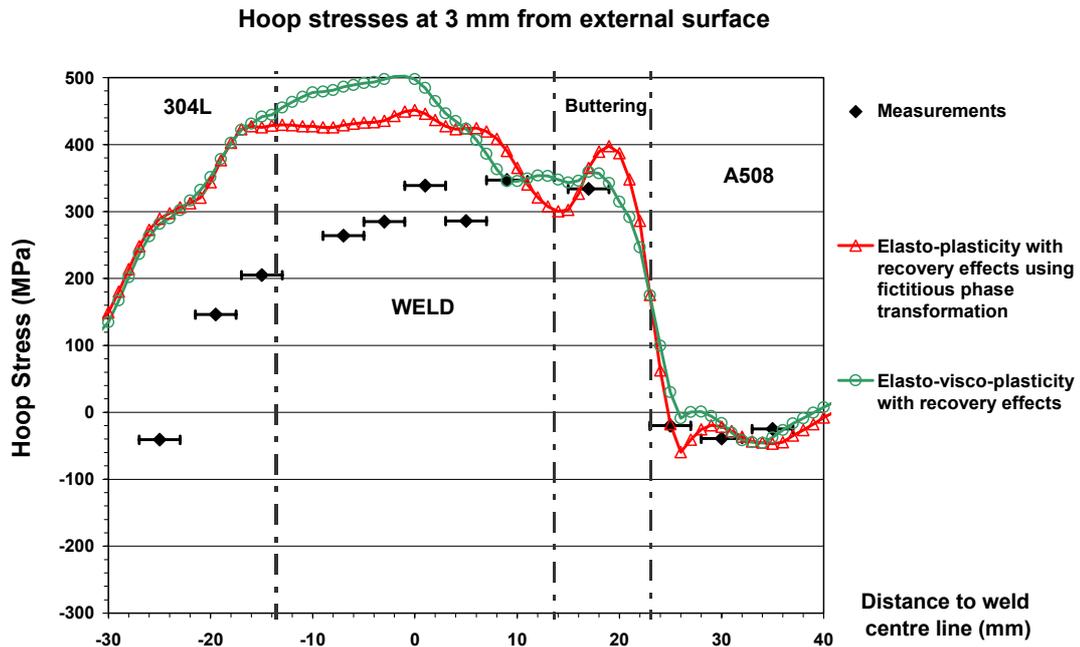
La maquette dont il est question ici n'a pas subi de traitement de détensionnement final, seul un traitement thermique de détensionnement intermédiaire a été effectué après le beurrage de l'embout ferritique. En effet, en considérant que les contraintes dans la partie ferritique ne sont pas affectées par l'opération de remplissage du chanfrein et dans la mesure où il s'avère plus délicat de relaxer les contraintes résiduelles par fluage dans les aciers inoxydables austénitiques, l'effet recherché par le traitement thermique de détensionnement est atteint : la structure bainito-martensitique de la Z.A.T. est adoucie et les contraintes relaxées. Toutefois, dans le cas réel de fabrication des liaisons bimétalliques des récipients nucléaires, le traitement de détensionnement final est malheureusement à l'origine de l'apparition de contraintes à l'interface bimétallique du fait de la différence de coefficient de dilatation thermique entre les deux matériaux. Un calcul simplifié du traitement thermique par simulation du refroidissement, en considérant une annulation des contraintes lors du palier de détensionnement permet de rendre compte de ce phénomène [YOUTSOS 00]. Une autre simulation prenant en compte l'ensemble des étapes de la fabrication dont le traitement final de détensionnement a également été réalisée [GILLES 06]. La comparaison des résultats des deux calculs selon une ligne située à 3 mm de la surface extérieure de la tubulure est reportée sur le graphique de la Figure III.35. Dans les deux cas, la partie austénitique est en traction au niveau de l'interface. Le choix du positionnement du défaut pour les analyses à la rupture des maquettes de liaison bimétallique, à environ 1 mm de l'interface austéno-ferritique dans la partie austénitique n'est pas fortuit : c'est dans cette région que les contraintes de traction sont les plus fortes et peuvent être à l'origine de défaut de corrosion sous tension [BHANDARI 01], [ROBIN 06].



**Figure III.35** Contraintes circonférentielles à 3 mm de la surface externe : comparaison entre simulation simplifiée du détensionnement final et simulation complète de la procédure de réalisation d'une liaison bimétallique

Le calcul simplifié de la seule étape de détensionnement montre toutefois ses limites. En effet le calcul complet indique que la relaxation des contraintes résiduelles dans la soudure est quasi inexistante dans l'acier austénitique, ce qui contredit l'hypothèse d'annulation des contraintes à l'issue du palier de détensionnement. La simulation complète montre également que le niveau des contraintes en compression dans l'embout en acier ferritique est plus faible en comparaison avec les prédictions du modèle simplifié.

L'intérêt de disposer de mesure de contraintes résiduelles par diffraction neutronique sur la maquette du projet BIMET n'ayant pas subi de traitement de détensionnement est de pouvoir comparer cette cartographie expérimentale avec les résultats de simulation du soudage uniquement. Ainsi, deux simulations, considérant chacune un comportement mécanique de l'acier austénitique différent pour les étapes de soudage (beurrage et remplissage), sont réalisées. Dans un cas, un modèle élasto-visco-plastique avec écrouissage isotrope et prise en compte de la restauration de l'écrouissage est considéré (*[DEPRADEUX 04]*). Dans l'autre cas, un modèle élasto-plastique avec écrouissage isotrope et restauration par le biais d'une pseudo-transformation métallurgique entre 700 °C et 900 °C au chauffage et au refroidissement est choisi (Chapitre II - 3.2.3). Les résultats obtenus par ces deux calculs se rapprochent des valeurs expérimentales et montrent que le modèle, ne tenant pas compte des effets visqueux lors du soudage, est tout aussi pertinent dans l'estimation des contraintes si la restauration d'écrouissage est considérée, même de manière simplifiée (**Figure III.36**).



**Figure III.36** Contraintes circonférentielles à 3 mm de la surface externe : comparaison entre mesures par diffraction neutronique et simulation complète de la fabrication par différents modèles de comportement de l'acier inoxydable austénitique

La relaxation partielle des contraintes résiduelles peut aussi être obtenue par l'application d'une surcharge mécanique induisant localement une déformation plastique. Pour que ce détensionnement mécanique soit efficace, il faut que les contraintes provisoires de mise en charge s'ajoutent aux contraintes résiduelles et donc qu'elles aient la même direction et le même sens. Ce type de traitement de détensionnement peut être utilisé pour des produits laminés ou forgés mais reste limité pour les géométries complexes dans lesquelles les contraintes résiduelles ne présentent pas de directions privilégiées. Dans le cas des appareils sous pression, la mise en pression préalable de l'enceinte au-dessus de la valeur nominale de fonctionnement, lors d'une épreuve hydraulique, peut engendrer une redistribution des contraintes résiduelles avec une relaxation bénéfique des contraintes tangentielles. En mettant en vibration les pièces, il est également possible de relaxer les contraintes résiduelles. L'énergie fournie par le générateur à ultrasons, après mise en résonance, engendrerait des mouvements des dislocations et, par-là même, une relaxation conduisant à une diminution des pics de contrainte mais aucune étude scientifique ne prouve l'efficacité de ce dernier procédé.

### 3.2.2. Mise en compression des surfaces par grenailage

Dans l'industrie automobile, les pièces de boîte de vitesses subissent généralement un traitement thermo-chimique (cémentation ou carbonituration) suivi d'un grenailage de précontrainte. La tenue en fatigue de ces pièces dépend directement de leur dureté et des contraintes résiduelles qui ont été introduites lors de ces traitements. Il est donc essentiel de pouvoir simuler l'ensemble de ces opérations pour déterminer les bons paramètres des traitements thermo-chimiques et de grenailage. De même, les pièces mécano-soudées sont réalisées à partir de tôles embouties ou pliées puis soudées entre elles. Si la tenue des cordons de soudure n'est pas suffisante, ce qui est déterminé par essais, ces cordons peuvent être grenailés. Dans le secteur de l'énergie nucléaire, les opérations de soudage nécessaires pour l'assemblage de composants massifs sont nombreuses : c'est le seul procédé d'assemblage performant vis-

à-vis des sollicitations en service d'un réacteur. Ces opérations effectuées sur des pièces de forte épaisseur sont des soudages multi-passes. Ces liaisons soudées peuvent présenter des niveaux de contrainte importants à l'origine de phénomènes de corrosion sous tension. Pour réduire ces risques, une mise en compression volontaire et contrôlée à l'aide d'un procédé de billage ultrasonore peut être mise en œuvre. Disposer d'un outil permettant de prédire la distribution et le niveau des contraintes à l'issue du procédé permet d'en améliorer l'efficacité et aussi d'envisager l'étude de la pérennité du traitement en service.

Le grenailage de précontrainte (ou shot peening en anglais) est un procédé d'érouissage à froid qui consiste à marteler la surface de la pièce avec de petites billes sphériques [MIC 05]. Ce traitement mécanique des surfaces ne doit pas être confondu avec les autres applications courantes du grenailage, toutes orientées sur le nettoyage, la préparation ou la finition des surfaces. Le grenailage de précontrainte doit être considéré comme une véritable opération d'usinage qui améliore la durée de vie des pièces. Les conséquences induites par l'impact répété de projectiles ont déjà été modélisées dans le cadre de phénomènes similaires de rayage ou d'indentation [KERMOUCHE 05] [KERMOUCHE 07]. Chaque bille frappant la surface crée une petite dépression de forme arrondie en surface (Figure III.37). Pour que cette empreinte soit créée, il est nécessaire que la couche en surface soit déformée plastiquement en tension.

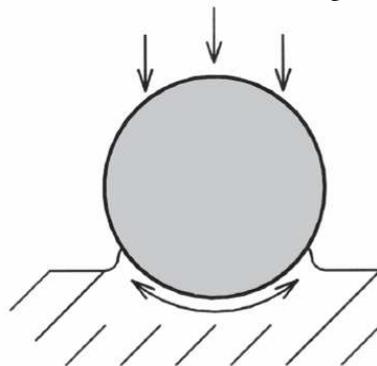


Figure III.37 Représentation de l'impact d'une bille sur la surface du métal qui se déforme [MIC 05]

Sous la surface, le matériau comprimé tente de reprendre sa forme initiale, créant des contraintes de compression de très fortes amplitudes (Figure III.38) sur une profondeur limitée (une à plusieurs centaines de micromètres).

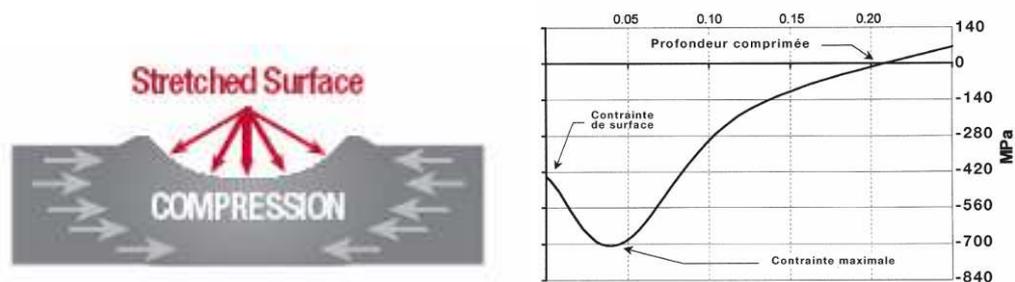
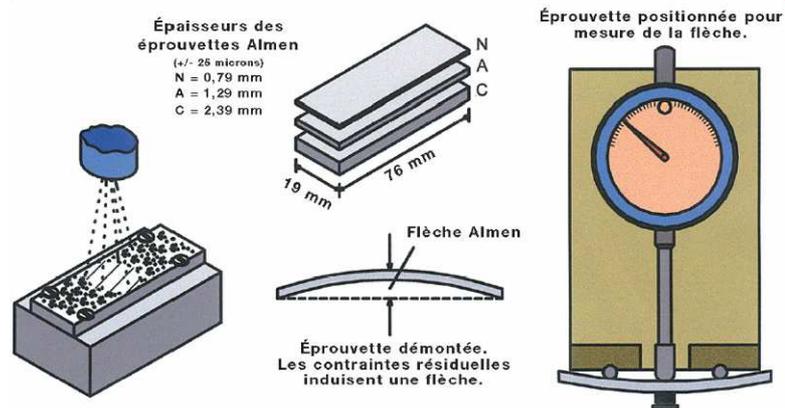


Figure III.38 Contraintes résiduelles en surface après grenailage (profondeur en pouce) [MIC 05]

Le recouvrement des empreintes permet d'obtenir une contrainte résiduelle de compression uniforme sur toute la surface du matériau traité. Même en dehors de tout chargement thermomécanique en fonctionnement, les surfaces des structures métalliques sont des zones sensibles à l'apparition de fissures micrométriques. L'origine de ces défauts peut être liée à une opération d'usinage (modification de la chimie du métal de base, abrasion...) ou à l'environnement (oxydation, diffusion d'éléments chimiques fragilisant...). L'apparition et la propagation de ces fissures en fonctionnement sont grandement contrariées par la présence de contraintes résiduelles de compression dans la structure. Les contraintes

résiduelles de compression introduites par le grenailage vont donc augmenter sensiblement la durée de vie des pièces métalliques.

Etant donné la quantité des paramètres qui influencent le procédé de grenailage (forme et dimension des billes, dureté des billes, vitesse d'impact, durée d'exposition...), l'essai couramment employé pour mesurer l'énergie du flot de billes est l'essai Almen. Une éprouvette Almen est une plaquette d'acier à ressort SAE1070 traitée à 44-50 HRC qui est grenailée sur un côté seulement. La contrainte résiduelle de compression du grenailage fait fléchir l'éprouvette Almen qui forme un arc convexe par rapport à la surface grenailée (**Figure III.39**).



**Figure III.39** Principe de l'essai Almen [MIC 05]

La hauteur de la flèche de l'éprouvette Almen est fonction de l'énergie du jet de billes et sa mesure est très fiable. Il existe trois types d'éprouvette Almen qui sont utilisées en fonction de l'application du grenailage. Plus le grenailage est intense, plus l'éprouvette Almen utilisée est épaisse :

- éprouvette *N* d'épaisseur 0,79 mm,
- éprouvette *A* d'épaisseur 1,29 mm,
- éprouvette *C* d'épaisseur 2,39 mm.

L'intensité Almen correspond à la hauteur de la flèche, mesurée par un comparateur, suivie par la désignation de l'éprouvette Almen. Ainsi, 30A correspond à une hauteur de flèche de 0,30 mm obtenue sur une éprouvette *A*. Le domaine d'utilisation d'une éprouvette Almen est adapté à une hauteur de flèche comprise entre 0,10 et 0,60 mm. En pratique, une éprouvette Almen plus épaisse est souvent utilisée si l'intensité est au-dessus de 0,50 mm. Pour la même intensité de grenailage, la flèche obtenue avec une éprouvette *N* est approximativement 3 fois celle obtenue avec une éprouvette *A* qui est elle-même environ 3 fois celle obtenue avec une éprouvette *C*. Des essais Almen peuvent être réalisés en cours de production pour s'assurer que les paramètres de grenailage ne dérivent pas au cours du temps. La vérification initiale d'un procédé pendant son développement nécessite d'établir une courbe de saturation (comme celle de la **Figure III.40**). La courbe de saturation est obtenue en grenillant une série d'éprouvettes Almen dans une machine préréglée afin de définir le temps de saturation. Lorsqu'en doublant le temps de grenailage de l'éprouvette Almen ( $2T_0$ ) par rapport au temps initial ( $T_0$ ) la hauteur de l'arc Almen augmente de moins de 10%, cela signifie que le processus atteint la saturation au temps  $T_0$ . La saturation établit l'intensité réelle du jet de grenaille dans une zone précise de la pièce et pour un réglage spécifique de la machine. La saturation est utilisée pour trouver le temps d'exposition associé à l'intensité. La saturation et le recouvrement ne se produisent pas nécessairement en même temps. Ceci est dû au fait que le recouvrement est déterminé sur la surface de la pièce réelle qui est plus ou moins dure.

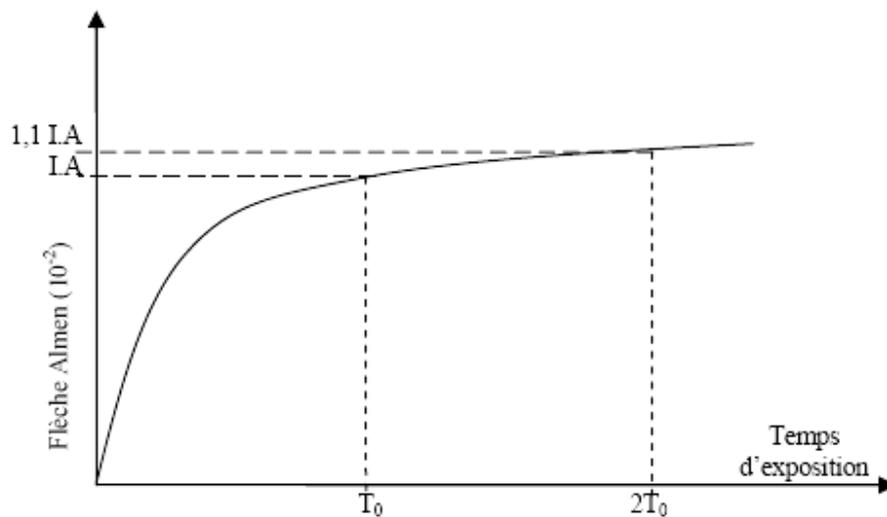


Figure III.40 Courbe de saturation d'un essai Almen

Pour valider une première ébauche d'un outil de simulation numérique capable de représenter les conséquences mécaniques du grenailage, nous nous sommes basés sur les hypothèses établies par [DES LAEF 00] dans le cadre de l'impact d'une sphère sur un massif semi-infini et sur le modèle mis en place par [KERMOUCHE 05] pour la modélisation d'impacts répétés. La démarche consiste dans un premier temps à étudier localement l'état résiduel de contrainte et de déformation en supposant une surface plane au niveau de l'impact, une bille sphérique rigide et un impact normal. Ces conditions permettent une modélisation bidimensionnelle axisymétrique. De plus, les effets d'inertie sont négligés et la résolution est conduite de manière quasi-statique avec une loi de comportement élasto-plastique du matériau impacté. L'indentation est poursuivie jusqu'à ce que le travail des forces équilibre l'énergie cinétique de la bille et le retour élastique est obtenu en annulant l'effort de contact entre la bille et la pièce. La Figure III.41 montre les résultats obtenus pour l'impact répété d'une bille de 0.5 mm de rayon pesant 4.08 mg et projetée à une vitesse de 50 m/s sur la pièce, ce qui correspond à une énergie de 5 mJ. Ces paramètres correspondent à des valeurs usuelles de grenailage par machine à air comprimé.

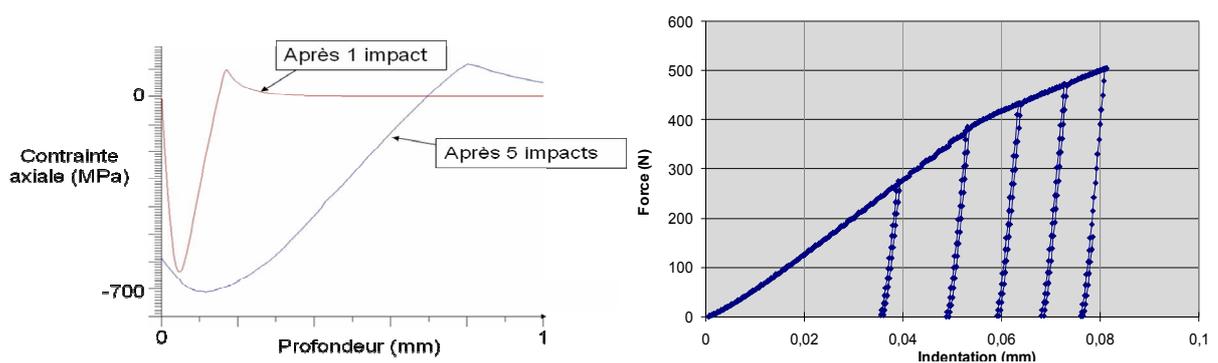
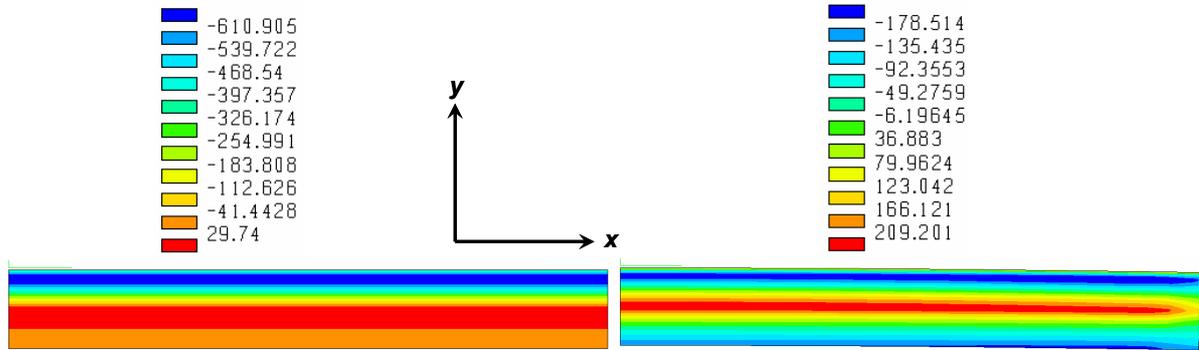


Figure III.41 Impact d'une bille sphérique sur un milieu semi-infini – Evolution des contraintes et de l'indentation après 5 impacts

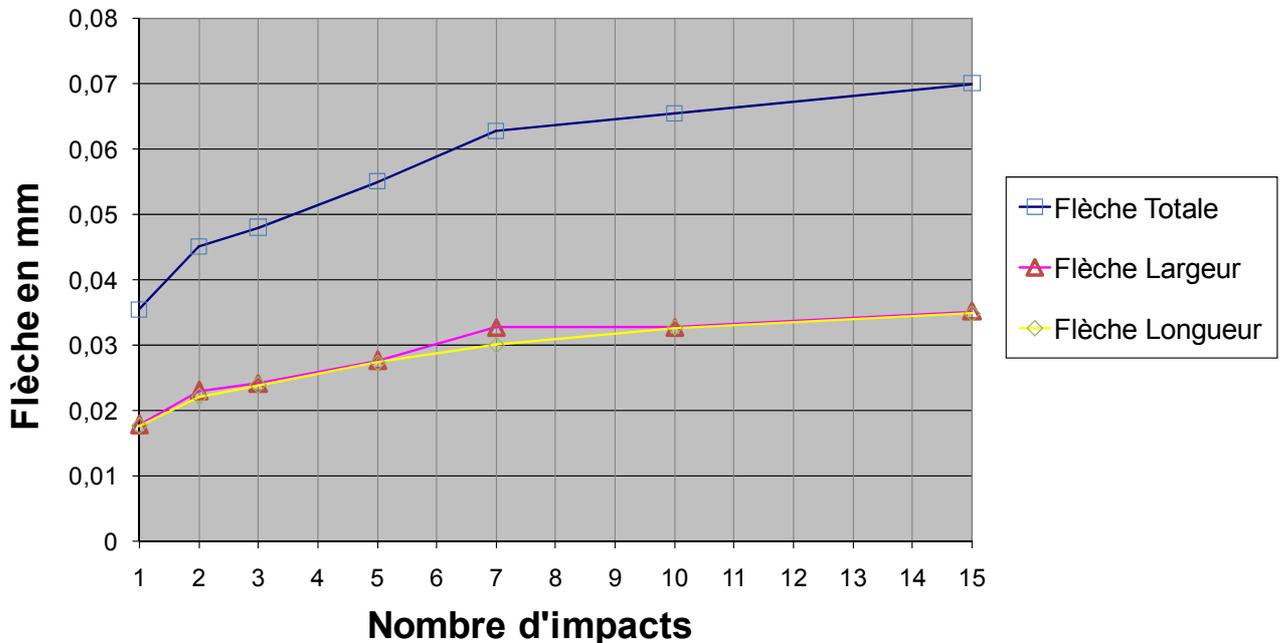
Dans un second temps, les résultats mécaniques obtenus sur l'axe du modèle local sont transportés sur un modèle bidimensionnel avec l'hypothèse des déformations planes généralisées. Ce modèle correspond à la petite section d'une plaque représentative d'une éprouvette Almen. Les déformations hors du plan de modélisation sont autorisées en annulant la somme des efforts dans cette direction et en autorisant la

rotation autour de l'axe orienté selon la largeur de la plaque. Ces hypothèses permettent ainsi, après rééquilibrage des efforts transportés, d'obtenir la flèche de la plaque dans le plan et hors du plan (**Figure III.42**).



**Figure III.42** Redistributión (à gauche) de la contrainte perpendiculaire au plan de modélisation ( $\sigma_{yz}$ ) au sein d'une plaque d'épaisseur 2,39 mm après transport des résultats depuis le modèle local (à droite)

Le calcul présenté dans ce paragraphe n'est pas représentatif d'un essai Almen car il a été conduit sur un matériau différent de celui de l'essai normalisé. L'objectif reste toutefois de montrer la pertinence de l'approche proposée pour modéliser l'impact des grenailles et de prendre en compte l'effet local du procédé à l'échelle du composant traité, en reproduisant numériquement les tendances observées lors des essais de grenailage sur plaque. La courbure de la plaque obtenue numériquement est bien convexe du côté de la surface grenailée comme en témoignent les essais après démontage de l'éprouvette de son support. De plus les essais montrent une saturation de la flexion de la plaque pour des durées d'exposition au jet de grenaille croissantes, ce qui est reproduit numériquement en considérant un modèle local intégrant l'effet de plusieurs impacts (**Figure III.43**).



**Figure III.43** Saturation de la flèche de la plaque en fonction du nombre d'impacts simulé sur le modèle local

L'intérêt de disposer d'une mesure globalisée de l'effet du grenailage au travers de l'intensité Almen permet de valider les hypothèses établies pour la simulation locale de l'impact qui dépend de

nombreux paramètres. Une autre mesure est essentielle pour justifier la répétition de l'impact au même endroit : il s'agit du recouvrement qui correspond au ratio entre la surface initiale et la surface couverte par les empreintes du billage. Il est important, pour ne pas créer de zones singulières, d'obtenir des recouvrements de plus de 100% sinon des surfaces peuvent rester en tension et devenir un site privilégié pour l'apparition de défauts. Lorsqu'il est question d'un recouvrement de 150%, cela signifie que le temps de traitement est 1,5 fois plus élevé que celui nécessaire pour obtenir un recouvrement de 100%. Le lien entre intensité Almen et recouvrement n'est pas direct et une autre approche devra être proposée pour étudier le recouvrement **[KIRK 93]**.

Si la simulation numérique du grenailage à l'échelle du composant traité demeure non résolue aujourd'hui, il n'en est pas de même du soudage. A défaut de pouvoir disposer de méthodes numériques capables de cumuler l'effet bénéfique recherché du grenailage à celui parfois dommageable du soudage et d'en étudier la pérennité en service, il est tout à fait possible d'exploiter les résultats d'une simulation numérique de soudage pour définir le procédé de grenailage à mettre en œuvre en terme de surface de couverture ou d'atténuation des contraintes défavorables en fonction du niveau de ces dernières et de l'étendue des zones en traction.

La méthode local/global présentée dans le cadre de la simulation du soudage semble une approche séduisante pour prendre en compte l'effet du grenailage à de grandes échelles. Toutefois le caractère très localisé en surface de ce traitement mécanique serait sans doute plus facile à représenter au travers d'un élément fini capable d'introduire les gradients de contrainte et de déformation. Cet élément viendrait se juxtaposer aux surfaces des éléments volumiques dans la mesure où la profondeur affectée reste faible par rapport à l'épaisseur du composant grenailé.

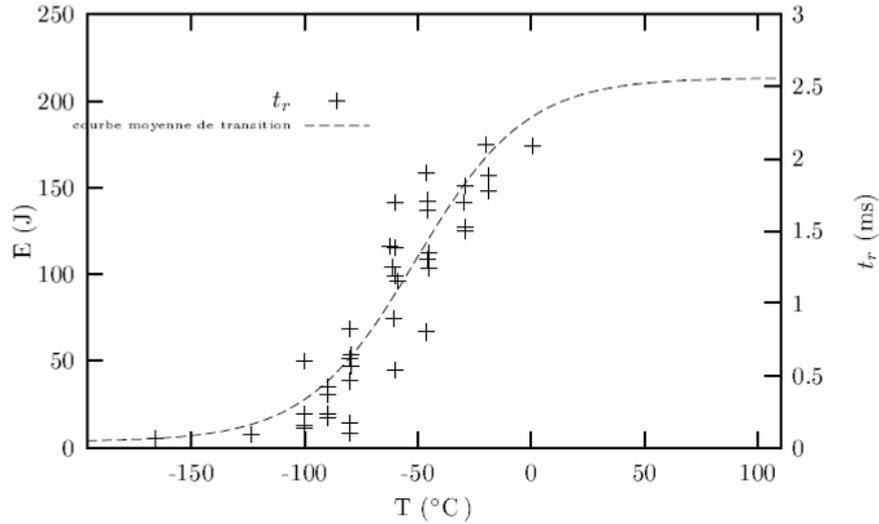
## 4. TENUE EN SERVICE

La compréhension des phénomènes impliqués durant le soudage et leur modélisation par la simulation numérique du procédé conduit à une meilleure prédiction de l'état résiduel de fabrication, ce qui permet d'envisager la prise en compte de ce dernier pour l'étude du comportement en service des composants. Cette analyse peut être directement intégrée dans la chaîne de développement d'un produit. L'étude du procédé de fabrication n'est qu'une étape de cette chaîne. Intégrer cette étape pour estimer le comportement du matériau en service devient alors un nouvel enjeu du prototypage virtuel. Les règles classiques de conception sont établies de telle manière qu'en aucun point de la structure les contraintes ne dépassent la limite d'élasticité du matériau. Or, dans le cas de sollicitations exceptionnelles ou accidentelles, les seuils de conception peuvent être franchis, induisant un dommage dans la structure. Les paragraphes précédents ont aussi montré que l'opération de soudage engendre des déformations plastiques, rapprochant certains points de la limite à rupture, et conduit aussi à fragiliser la zone de liaison par des changements de microstructure. Enfin, les soudures sont susceptibles de faire apparaître des singularités géométriques, généralement ignorées ou parfois idéalisées lors de la conception, qui peuvent devenir le siège de pic de contraintes. Le risque de rupture fragile peut ainsi être fortement augmenté par la présence de contraintes de traction, de fortes triaxialités et de phases dures comme celles obtenues dans les Z.A.T.. Il est possible de réaliser des analyses détaillées dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture en postulant la présence d'un défaut correspondant à une situation pénalisante. La tenue en fatigue (à grand nombre de cycles), qui désigne la résistance d'une structure à l'amorçage d'un défaut préexistant et à sa propagation sous un chargement cyclique, peut également être altérée par la présence de contraintes résiduelles. Cette résistance dépend de l'amplitude du chargement mais aussi de l'état de contrainte moyen au cours des cycles. Les contraintes résiduelles, qui se superposent à celles résultant du chargement en service (dans une hypothèse d'élasticité linéaire) contribuent ainsi à modifier cet état moyen. Des contraintes résiduelles en compression, à la différence des contraintes en traction, jouent un rôle favorable sur la durée de vie en fatigue. L'évaluation des conditions d'amorçage nécessite l'utilisation de critères locaux comme le critère de **[DANG VAN 89]** très utilisé dans l'industrie automobile notamment. L'étude de la propagation repose sur la présence postulée d'un défaut (à partir des conditions d'amorçage) et sur l'utilisation de lois de propagation cyclique comme la loi de **[PARIS 63]**. D'une façon générale, en présence de chargements plastifiants, c'est-à-dire pour ce qui concerne la rupture ductile ou la fatigue oligocyclique, le rôle joué par les contraintes résiduelles est moindre. En effet, celles-ci se trouvent localement profondément redistribuées lors du développement de la plasticité. C'est ce mode de rupture auquel nous allons nous intéresser plus particulièrement dans ce dernier paragraphe.

### 4.1. La déchirure ductile

Les matériaux concernés par notre étude sont métalliques. Deux types de rupture dont les mécanismes diffèrent sont généralement associés à la ruine de ces matériaux : d'une part la rupture fragile et d'autre part la rupture ductile. Un matériau est dit fragile s'il n'est pas possible de le déformer de manière appréciable sans l'amener à se rompre (plasticité confinée au voisinage de la pointe de fissure). Cette définition permet par opposition d'introduire la notion de rupture ductile qui se produit quant à elle après que le matériau se soit grandement déformé plastiquement (plasticité envahissante). L'un des paramètres qui conditionne le mode de rupture d'une structure est la température. Ainsi existe-t-il une zone de transition qui correspond au changement de comportement fragile (basse température et faible énergie) à ductile (haute température et forte énergie). Cette transition n'est pas abrupte et se caractérise par une plage de température, plage pour laquelle le faciès de rupture est mixte. Des essais de choc sur éprouvettes avec entaille, ou essais Charpy, permettent de mesurer la résilience du matériau, c'est-à-dire l'énergie de rupture ramenée ou non à la section sous l'entaille de l'éprouvette. Comme le montre la **Figure**

**III.44**, le domaine de transition, étudié par [TANGUY 01], est caractérisé par une dispersion importante des énergies à rupture qui reflète directement la dispersion observée sur les longueurs de déchirure ductile qui précèdent la rupture fragile. La modélisation de cet essai dans le domaine de transition est rendu encore plus délicate par la présence de phénomènes antagonistes : la vitesse de sollicitation provoque une dissipation visqueuse qui adoucit localement le matériau par élévation de la température et augmente la limite d'écoulement et donc la contrainte à température constante.



**Figure III.44** Evolution de l'énergie et du temps à rupture en fonction de la température d'essai pour des essais Charpy avec vitesse d'impact de 5 m/s

La mécanique de la rupture fragile est fondée sur la théorie de l'élasticité linéaire. Les mécanismes microscopiques de la rupture fragile sont divers et variés et surtout difficiles à identifier sans une analyse fine du faciès de rupture. Toutefois, la mécanique de la rupture fragile dispose d'approches analytiques ou purement macroscopiques efficaces pour définir la stabilité d'un défaut postulé dans une structure. L'étude d'un milieu élastique fissuré est couramment réalisée à l'aide des facteurs d'intensité de contrainte. Ces derniers, introduits par [IRWIN 57], correspondent à des cinématiques particulières du mouvement des fissures sous des sollicitations extérieures : mode I ou mode d'ouverture, mode II ou mode de cisaillement plan et mode III ou mode de cisaillement anti-plan. Au voisinage de la fissure, les déplacements et les contraintes s'expriment sous la forme suivante :

$$u_i = K_\alpha \sqrt{\frac{r}{2\pi}} f_i^\alpha(\theta) \quad (III.14)$$

$$\sigma_{ij} = K_\alpha \sqrt{\frac{1}{2\pi r}} g_{ij}^\alpha(\theta) \quad (III.15)$$

où le couple  $(r, \theta)$  représente les coordonnées polaires d'un point dans un repère centré à la pointe de fissure,  $K_\alpha$  sont les facteurs d'intensité de contrainte et,  $f_\alpha$  et  $g_\alpha$  des fonctions associées à chacun des modes d'ouverture ( $\alpha=I, II$  ou  $III$ ). La manière la plus précise de déterminer les facteurs d'intensité de contrainte est d'utiliser le champ de déplacement en pointe de fissure calculé à partir d'éléments finis capables de représenter leur dépendance en  $\sqrt{r}$ . Ainsi, grâce aux fonctions de forme de la première

couronne d'éléments en pointe de fissure, il est possible de déterminer la solution asymptotique des  $K_\alpha$  pour ( $r \rightarrow 0$ ) c'est-à-dire pour une valeur très faible de ( $r = \varepsilon$ ) :

$$K_I = \frac{\mu}{4(1-\nu)} [u_2(\varepsilon)] \sqrt{\frac{2\pi}{\varepsilon}} \quad (\text{III.16})$$

$$K_{II} = \frac{\mu}{4(1-\nu)} [u_1(\varepsilon)] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \quad (\text{III.17})$$

$$K_{III} = \frac{\mu}{4} [u_3(\varepsilon)] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \quad (\text{III.18})$$

où  $[u_i(\varepsilon)]$  représente la discontinuité du champ de déplacement de part et d'autre des lèvres  $l$  et  $l'$  de la fissure  $u_{II}(\varepsilon) - u_{II'}(\varepsilon)$ .  $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$  est le paramètre de Lamé exprimé à partir de  $E$  et de  $\nu$  qui sont respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson du matériau.

Dans la réalité, les contraintes en ( $r=0$ ) ne sont pas singulières car elles sont écrêtées par la plasticité et l'éroussissement de la pointe de fissure. D'autres méthodes d'approche globale ont été étendues à l'utilisation de lois de comportement plus complexes, comme l'élasto-plasticité. C'est le cas du calcul du taux de restitution d'énergie  $G$  par la méthode Thêta selon certaines conditions de chargement [GILLES 93].  $G$  ou  $J$  représente l'énergie nécessaire pour faire progresser la fissure d'une longueur unité. En utilisant l'expression des contraintes dans la zone singulière et la loi de comportement élastique linéaire, il est possible de relier le taux de restitution d'énergie aux facteurs d'intensité des contraintes par la relation suivante :

$$G = J = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{E'} + \frac{K_{III}^2}{2\mu} \quad (\text{III.19})$$

où  $E' = E$  en contraintes planes et  $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$  en déformations planes.

La résistance des matériaux à l'amorçage des défauts peut donc être exprimée par des lois à seuil. Ainsi, le critère  $K_{Ic}$ , déterminé par des essais sur des éprouvettes sollicitées en mode d'ouverture seul, permet d'évaluer la résistance à la rupture fragile. L'évaluation de la résistance à la rupture par déchirure ductile est fondée sur le critère  $J_{Ic}$  pour l'analyse des risques d'amorçage. La courbe de résistance à la déchirure  $J - \Delta a$  sert à déterminer la condition critique pour le déclenchement de la propagation instable. Elle exprime l'augmentation de la force d'extension de fissure  $J$  appliquée à une éprouvette fissurée pour faire croître la taille de fissure de  $\Delta a$ . Bien que ces courbes puissent présenter des dispersions en fonction de la géométrie des éprouvettes et du type de chargement, ce qui pose la question de la transférabilité aux composants réels, elles sont souvent considérées comme intrinsèques au matériau étudié.

Malgré leur efficacité, ces approches prouvent toutefois leur limite dès lors que la fissure n'est plus schématiquement représentée par une surface de discontinuité des déplacements et des contraintes. Le comportement de la pointe de fissure où se concentre la dissipation de l'énergie nécessite la mise en place d'une théorie plus efficace pour étudier le comportement des défauts : il s'agit de l'approche locale de la mécanique de la rupture. Il est possible d'étudier dans ce cadre l'amorçage et la propagation des fissures selon le mécanisme de la rupture ductile qui comprend généralement trois étapes :

- la décohésion de la matrice métallique autour des inclusions (sulfures, carbures, de taille allant de quelques  $\mu\text{m}$  à quelques dixièmes de  $\text{mm}$ ) sous l'effet de contraintes de traction. Il est alors question de nucléation de microcavités,
- le grossissement ou croissance des cavités par écoulement plastique de la matrice sous l'effet de tensions hydrostatiques,
- la coalescence des cavités conduisant à la formation d'une fissure macroscopique, aboutissant à la ruine de la structure.

Pour décrire l'endommagement ductile, deux catégories de modèle existent. La première catégorie concerne les modèles couplés qui sont basés sur l'introduction du paramètre d'endommagement dans la loi de comportement mécanique. Le critère de plasticité devient compressible et endommageable et s'exprime en fonction de la porosité qui est alors une variable interne du modèle. Cette variable, notée  $f_v$ , représente la fraction volumique occupée par les cavités par rapport au volume total de la matrice. La variation de fraction volumique est liée à la partie hydrostatique du tenseur des taux de déformation par la relation suivante :

$$\dot{f}_v = (1 - f_v) \dot{\epsilon}_{kk}^p \quad (\text{III.20})$$

La complexité des phénomènes de rupture de l'interface inclusion-matrice rend la modélisation de la première phase de la déchirure ductile extrêmement difficile. En général une approche purement phénoménologique est adoptée pour rendre compte de la nucléation des microcavités [BEREMIN 80]. En revanche, les deuxième et troisième phases peuvent faire l'objet d'analyses micro-mécaniques dont l'objectif est de définir le comportement homogénéisé, et plus particulièrement l'adoucissement progressif, d'un métal plastique poreux. Les modèles d'endommagement ductile couplés à la plasticité les plus couramment utilisés sont basés sur l'expression suivante du critère de plasticité proposé par [GURSON 77] :

$$f(\Sigma, f_v, \sigma_0) = \frac{\Sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f_v \cosh\left(\frac{3\Sigma_m}{2\sigma_0}\right) - (1 + f_v^2) \quad (\text{III.21})$$

où  $\Sigma$  désigne le tenseur des contraintes macroscopiques (matrice et cavités) et  $\sigma_0$  la limite d'élasticité de la matrice. Ce modèle a été affiné par [TVERGAARD 84] pour prendre en compte les interactions entre cavités. Plus récemment, il a été généralisé par [GOLOGANU 94] au cas de cavités non sphériques et étendu par [LEBLOND 95] à l'étude des matériaux écrouissables.

La seconde catégorie des modèles d'endommagement ductile concerne les modèles non-couplés au calcul de la plasticité. Ces derniers font l'hypothèse que l'endommagement n'affecte pas le comportement global du matériau. L'amorçage puis la propagation de la fissure sont décrits par un paramètre d'endommagement calculé en post-traitement de la résolution du problème élasto-plastique. L'adoucissement du matériau est provoqué localement en réduisant fortement ses caractéristiques mécaniques dès lors que le paramètre d'endommagement en ce point dépasse un seuil qu'il convient d'identifier. Dans ces modèles, l'ensemble des mécanismes physiques de la rupture ductile ne sont pas toujours décrits aussi finement que dans les modèles couplés. Certains d'entre eux sont parfois même ignorés. Cela permet de les rendre plus facilement applicables en science de l'ingénieur en réduisant la quantité des paramètres identifiables à partir d'essais simples à mettre en œuvre. Tel est le cas du modèle proposé par [RICE 69] qui repose sur la seule description du mécanisme de croissance des cavités (voir

Annexe 3 : VIII - Les modèles de croissance des cavités). L'expression généralisée du taux de croissance des cavités qui prend en compte l'écrouissage à travers le terme de triaxialité  $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$  est la suivante :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \cdot 2 \cdot \sinh \left( \beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) d\varepsilon_{eq} \quad (\text{III.22})$$

où  $R$  représente le rayon de la cavité,  $\alpha$  et  $\beta$  sont deux paramètres ajustables qui valent dans la formulation originelle du modèle de Rice et Tracey 0,283 et 1,5 respectivement.  $\sigma_m$  est la contrainte moyenne ou contrainte hydrostatique et  $\sigma_{eq}$  la contrainte équivalente au sens de von Mises.

En appliquant le modèle de Rice et Tracey dans le cadre de l'étude expérimentale et numérique de la rupture d'éprouvettes axisymétriques à entaille circulaire (éprouvettes AE) en acier faiblement allié 16MND5, le groupe de recherche [BEREMIN 80] a établi d'intéressantes conclusions concernant la déchirure ductile du matériau étudié :

- La déformation  $\varepsilon_d$  nécessaire à la nucléation des cavités est très faible en comparaison avec la déformation à rupture  $\varepsilon_f$ . La phase de décohésion des inclusions ne représente que 15% de la ductilité du matériau. Le rayon initial moyen des inclusions est différent selon le sens de prélèvement des éprouvettes : il est de l'ordre de 3  $\mu\text{m}$  dans le sens long ou L (sens de laminage) et voisin de 7,5  $\mu\text{m}$  dans le sens travers-court ou TC. Pour des niveaux de déformation très faibles, la nucléation dans le sens L a lieu par rupture de l'inclusion alors que dans le sens TC elle s'opère par décohésion de l'interface inclusion-matrice. Dans l'étude de la déchirure ductile, il est donc possible d'ignorer la phase de décohésion et d'admettre que le matériau possède une porosité initiale équivalente à la fraction volumique des inclusions dès les premiers instants de la sollicitation.
- Pour des rayons d'entaille supérieurs à 4 mm, un état de contrainte et de déformation relativement homogène se développe au centre de l'échantillon. [HILL 50] a montré que, lorsque l'éprouvette est soumise à une traction, la zone plastique se développe depuis le fond de l'entaille. Cette zone plastique évolue selon des spirales logarithmiques avant de traverser totalement l'éprouvette pour des niveaux de traction plus élevés en suivant l'allure prévue par [BRIDGMAN 64] dans le cas de la striction d'éprouvettes lisses (allure parabolique). Ces résultats analytiques se retrouvent par le calcul. En accentuant la sévérité de l'entaille, il est possible d'atteindre des niveaux très élevés de triaxialité au centre de l'éprouvette et d'étudier ainsi l'effet d'un chargement hydrostatique sur la rupture. Dans ce cas, la triaxialité est maximale au centre tandis que la déformation  $\gamma$  est minimale et l'état de contrainte et de déformation s'éloigne des prédictions de Bridgman. Cette tendance est retrouvée par simulation des essais de rupture de [JEON 93] sur l'acier inoxydable austénitique 316L. Elle est même accentuée par un écrouissage plus important que celui de l'acier 16MND5 (Figure III.45 et Figure III.46). En dépit d'un niveau de déformation maximal en fond d'entaille, la rupture s'initie au centre de l'éprouvette où la triaxialité est maximale. Toutefois, le niveau de déformation en fond d'entaille croissant avec la sévérité de son rayon laisse augurer un déplacement du lieu d'amorçage de la rupture depuis le centre de l'éprouvette vers le bord, le comportement de l'entaille se rapprochant de celui d'un défaut réel.
- Les valeurs numériques du taux de croissance critique des cavités  $\left( \frac{R}{R_0} \right)_c$ , où  $R_0$  est la taille initiale des inclusions, obtenues par intégration de la loi (III.22) entre  $\varepsilon_d$  et  $\varepsilon_f$  varient assez peu avec le taux de triaxialité à l'amorçage. Le taux de croissance critique décroît légèrement à mesure que la triaxialité augmente.

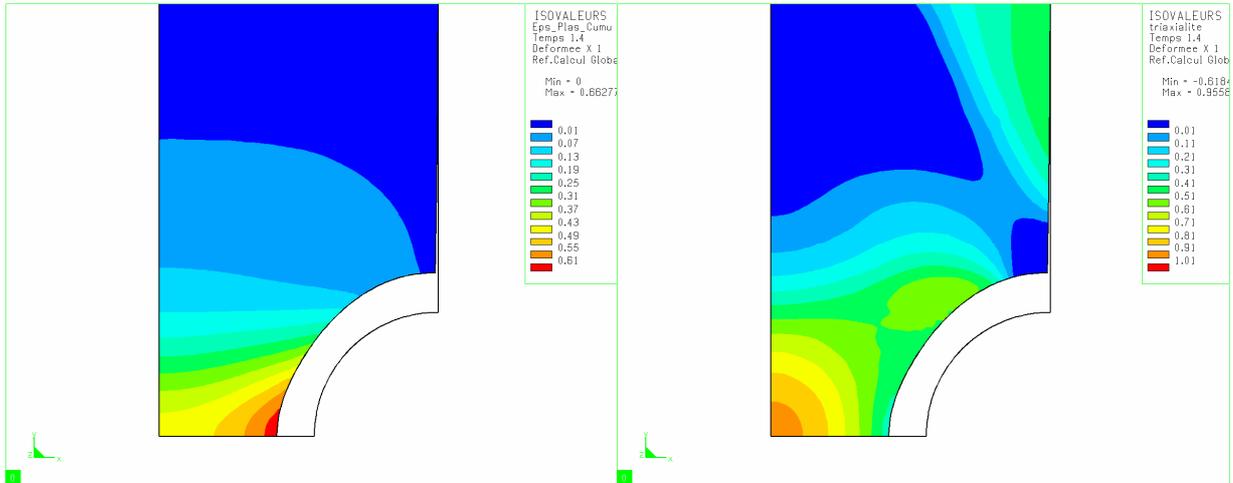


Figure III.45 Déformation plastique et triaxialité à rupture pour une éprouvette AE4 (rayon d'entaille 4mm) en acier inoxydable austénitique 316L

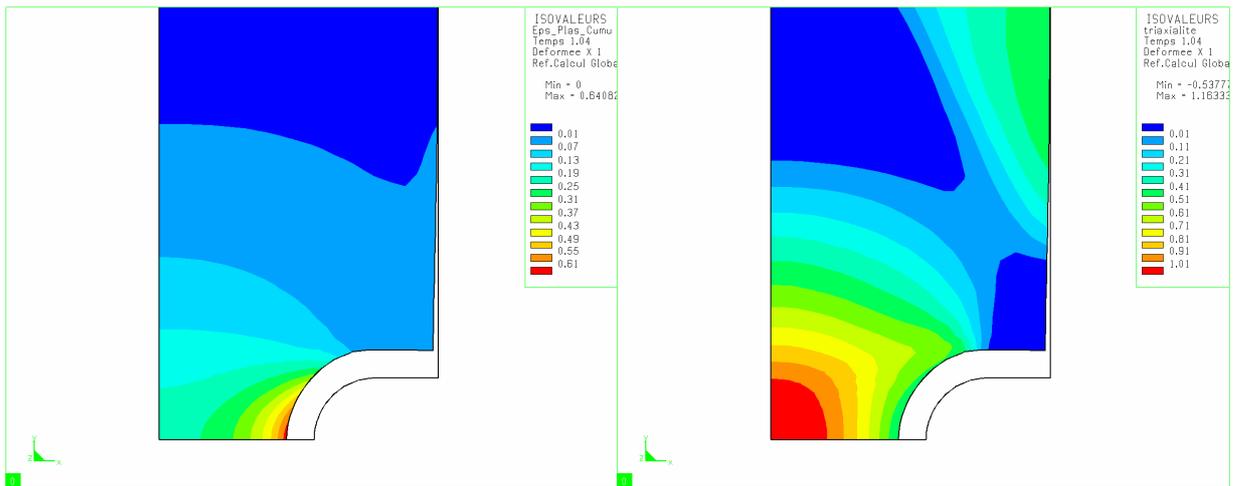


Figure III.46 Déformation plastique et triaxialité à rupture pour une éprouvette AE2 (rayon d'entaille 2mm) en acier inoxydable austénitique 316L

- Les valeurs de  $\left(\frac{R}{R_0}\right)_c$  sont plus faibles pour une sollicitation dans le sens TC que dans le sens L. La différence de ductilité observée entre les éprouvettes prélevées dans le sens TC et dans le sens L n'est donc pas liée qu'au mécanisme de nucléation des cavités qui diffère dans les deux cas. En effet, elle est due en grande partie à la forme initiale des inclusions. Un rayon initial moyen plus faible permet d'obtenir une valeur critique du taux de croissance des cavités plus élevée. Pour des formes non sphériques des inclusions, la ductilité d'une structure réelle dépend donc de l'orientation de la sollicitation.
- Les valeurs du taux de croissance des cavités calculées sont deux fois plus faibles que celles mesurées à partir de l'observation des surfaces rompues. Cette information montre que la dernière phase de la

déchirure ductile, la phase de coalescence, provoque une forte croissance des cavités. Le rayon moyen des cupules dépend fortement du taux de triaxialité.

## 4.2. Un modèle non couplé pour la simulation de la déchirure ductile

### 4.2.1. Description du modèle

Le modèle de [WILKINS 99] utilisé dans la suite de ce mémoire pour étudier la rupture ductile des joints soudés est purement phénoménologique. Il est basé sur le calcul d'un critère  $D$  qui considère l'accumulation des incréments de déformation plastique comme une mesure représentative de l'endommagement des métaux. Lorsque la fonction d'endommagement dépasse la valeur critique  $D_c$  dans un volume caractéristique de matière cela conduit à la déchirure progressive du matériau. Ce modèle d'endommagement cumulatif est basé sur l'histoire locale du matériau et prend en compte :

- la germination et le grossissement des micro-cavités à travers la partie hydrostatique du tenseur des contraintes,
- la coalescence des cavités à travers la partie déviatorique du tenseur des contraintes. Ce mécanisme s'opère par striction des ligaments entre les cavités existantes ou par formation d'une seconde population de cavités dans les bandes de cisaillement intense entre les cavités issues des grosses inclusions.

L'endommagement s'exprime selon la loi suivante :

$$D = \int w_1 w_2 d\varepsilon_{eq}^p \quad (\text{III.23})$$

où  $d\varepsilon_{eq}^p$  est l'incrément de déformation plastique équivalente,  $w_1$  le terme de pondération hydrostatique et  $w_2$  le terme de pondération du déviateur des contraintes.

$$w_1 = \left( \frac{1}{1 + a\sigma_m} \right)^\alpha \quad (\text{III.24})$$

$$w_2 = (1 - A)^\beta \text{ avec } A = \max\left(\frac{s_2}{s_3}; \frac{s_2}{s_1}\right) \quad (\text{III.25})$$

A noter que  $D = D_c$  quand  $\sigma_m \leq -\frac{1}{a}$  où  $a = -\frac{1}{(\sigma_m)_{\text{lim}}}$ .  $s_1 > s_2 > s_3$  sont les contraintes principales du déviateur des contraintes. Les paramètres du modèle sont  $(\sigma_m)_{\text{lim}}$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $D_c$  qui peuvent être identifiés à partir d'essais expérimentaux.

### 4.2.2. Implémentation du modèle dans un code de calcul

Pour calculer  $D$  à une étape de chargement donnée  $nc$ , l'équation (III.23) est intégrée numériquement :

$$D = \sum_{n=1}^{nc} w_1 w_2 \Delta\varepsilon_{eq}^p \text{ en prenant comme condition initiale } D = 0. \quad (\text{III.26})$$

Le modèle de Wilkins permet de prédire l’amorçage et la propagation des défauts. Dans son ouvrage [WILKINS 99] ne donne pas d’information sur la manière de prendre en compte les déchargements qui pourraient amener les cavités à se refermer par une mise en compression. Nous choisissons de reprendre les hypothèses faites pour le modèle de grossissement des cavités (III.22). Ainsi lorsque le signe de la contrainte moyenne devient négatif, l’incrément de dommage est retiré de la valeur cumulée de  $D$ , cette dernière devant rester supérieure ou égale à 0. La Figure III.47 illustre l’évolution de  $\frac{R}{R_0}$  (critère de grossissement des cavités) lors d’un cycle charge/décharge. La Figure III.48 donne l’évolution de  $D$  pour le même cycle.

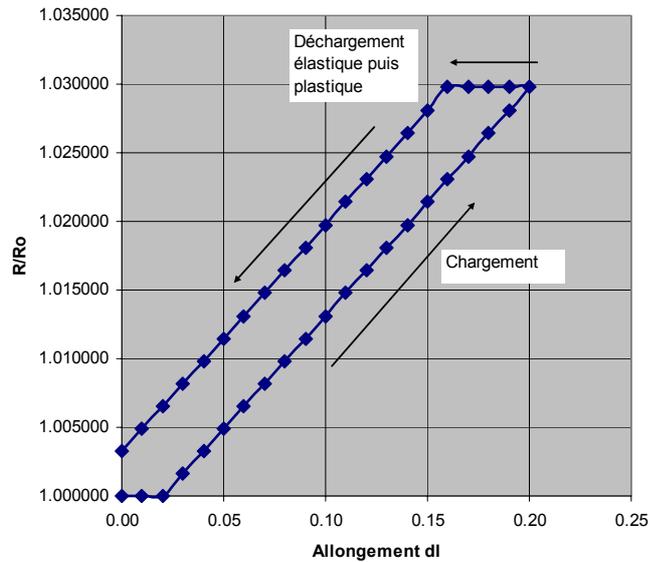


Figure III.47 Evolution du taux de grossissement des cavités lors d’un cycle charge/décharge en fonction de l’allongement

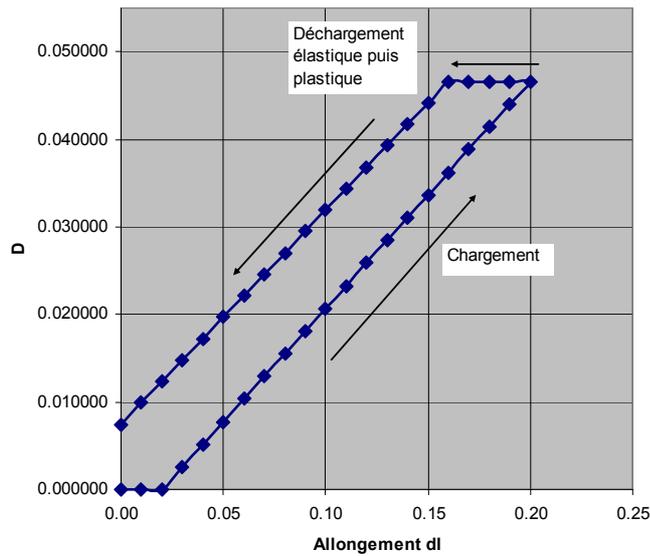
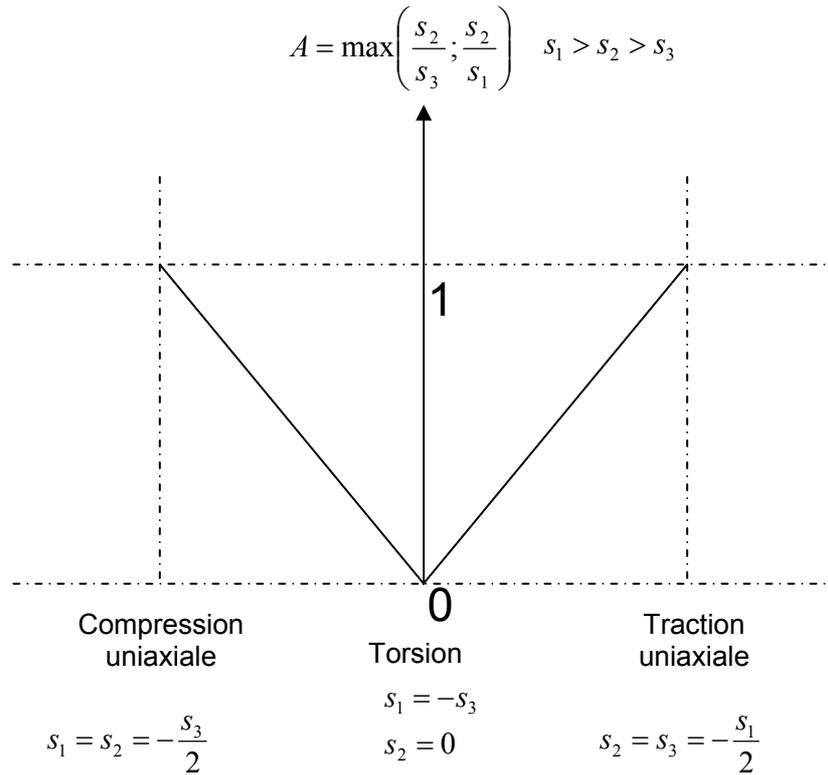


Figure III.48 Evolution du critère de Wilkins lors d’un cycle charge/décharge en fonction de l’allongement

L'évolution de la limite d'élasticité en fonction de l'écroûissage du matériau mesurée dans le cas d'un test en traction simple est en général différente de celle mesurée lors d'un essai en cisaillement pur. Wilkins propose donc une fonction d'écroûissage qui dépend de la nature du chargement et peut être reliée à l'état de contrainte. Ce lien est réalisé par le paramètre  $A$  dans la relation (III.25). Ainsi,  $A$ , qui est une mesure de l'asymétrie du tenseur des contraintes, varie entre 1 et 0 lorsque l'état de contrainte évolue de la traction simple (chargement symétrique) au cisaillement pur (chargement asymétrique) comme le montre la **Figure III.49**. A noter que dans les applications réelles, l'état de contrainte n'atteint jamais ces cas extrêmes.



**Figure III.49** Evolution du paramètre  $A$  en fonction de la nature de la sollicitation

Afin d'éviter la dépendance des valeurs du critère d'endommagement avec la taille des éléments, une technique de délocalisation similaire à celle étudiée par [ENAKOUTSA 07] pour l'implémentation du modèle de [GURSON 77] a été programmée. Cette technique consiste à réaliser un produit de convolution entre la valeur à délocaliser et une fonction de poids. Les critères présentés dans ce paragraphe sont macroscopiques c'est-à-dire qu'ils demeurent applicables sur un volume minimal de matière en relation avec la microstructure du matériau. En général, les paramètres du modèle doivent être établis pour un volume caractéristique au sein duquel les phénomènes à modéliser restent observables. Ce volume, qui doit donc être supérieur à la taille d'un grain et contenir un certain nombre d'inclusions, devient un paramètre intrinsèque du modèle et définit la distance de délocalisation. L'ordre de grandeur du diamètre de la sphère qui contient ce volume est de quelques centaines de  $\mu\text{m}$  pour les aciers [ROBIN 02]. Afin d'optimiser la densité du maillage et de préserver la représentativité du modèle, la taille des éléments à proximité de la pointe de fissure doit être proche tout en étant inférieure à cette valeur. Pour suivre la propagation de la fissure sur un maillage initialement trop grossier sans connaissance a priori du trajet de fissuration (**Figure III.50**), la technique du raffinement de maillage présentée dans le paragraphe II - 4.3 peut être employée comme l'illustre la **Figure III.51**. Le principal intérêt de cette méthode est de réduire considérablement les temps de calcul pour des analyses tridimensionnelles en adaptant la carte de

découpage à la finesse requise par le critère d'endommagement au cours de l'analyse transitoire : le rayon de l'élément doit être inférieur à la distance de délocalisation. De plus cette technique permet de s'affranchir d'une préparation fastidieuse du maillage qui nécessiterait de faire coïncider des zones de densité d'éléments très hétérogènes.

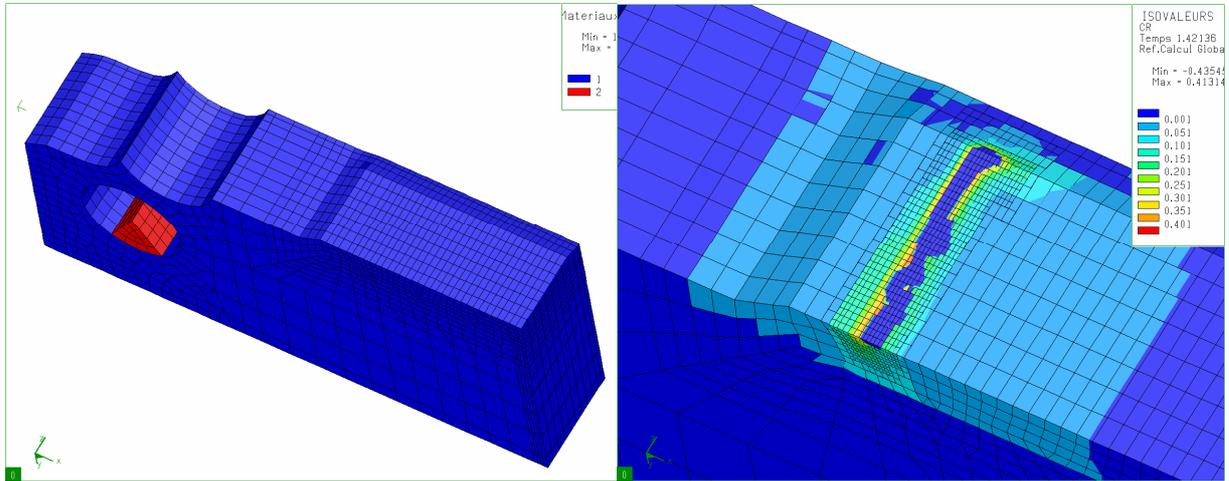


Figure III.50 Maillage initial trop grossier d'un quart d'une éprouvette préfissurée CTJ25 normalisée (à gauche) et maillage raffiné localement après propagation de la fissure sur la zone en bleu foncé (à droite)

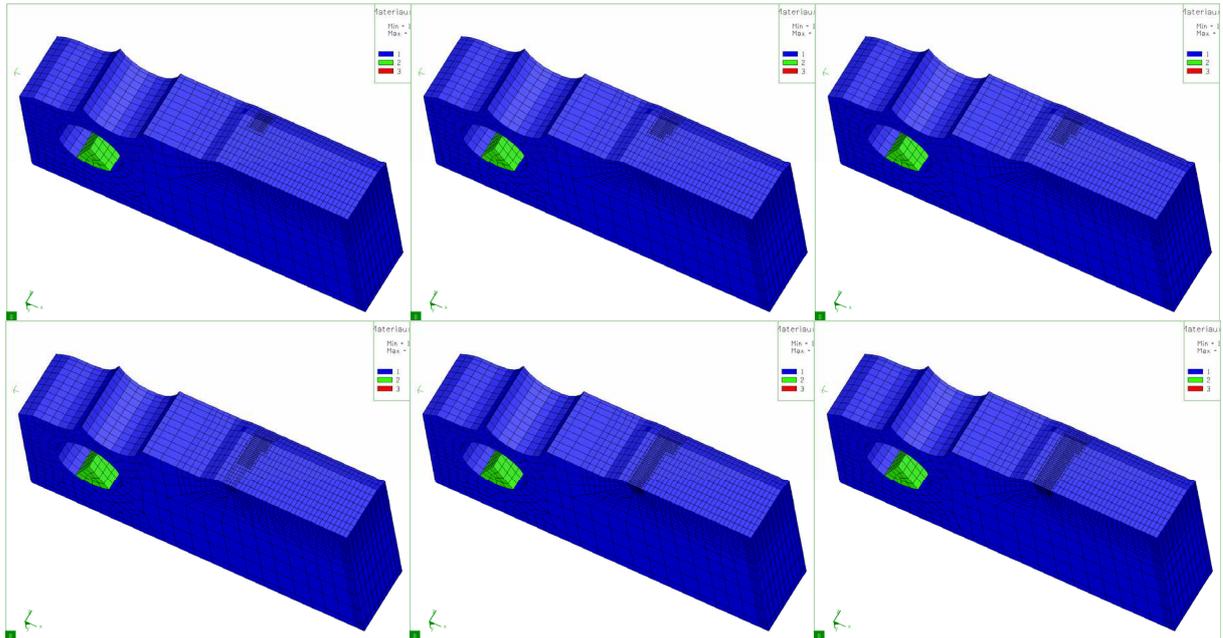


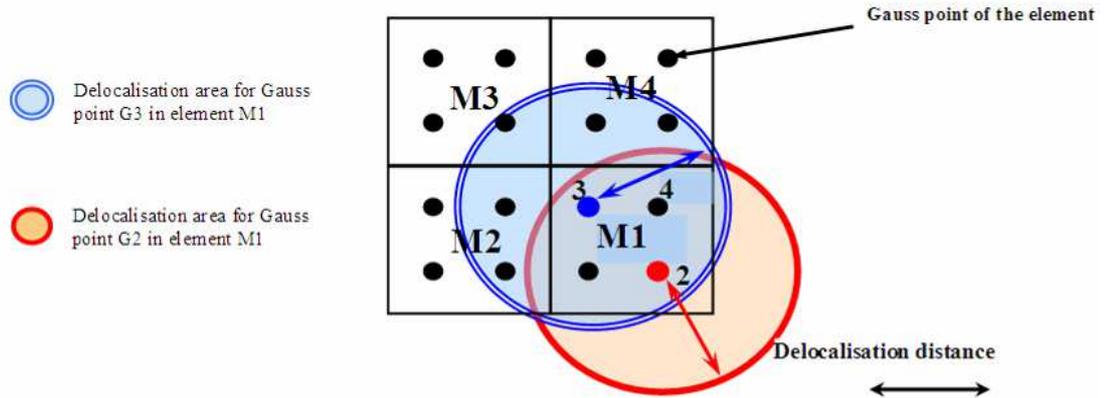
Figure III.51 Différentes étapes du suivi de la propagation d'une fissure lors d'un essai de traction sur une éprouvette préfissurée CTJ25 normalisée par raffinement local du maillage

Deux manières de procéder à la délocalisation des grandeurs associées à la modélisation de la déchirure ductile ont été programmées (Figure III.52) :

- La délocalisation des grandeurs intervenant dans l'expression de la variable d'endommagement : pour chaque point de Gauss, les valeurs des contraintes et des déformations sont « moyennées »

sur un volume défini par une sphère de rayon  $R_{del}$  qui correspond à la distance de délocalisation. L'incrément d'endommagement est ensuite calculé à partir de ces valeurs délocalisées.

- La délocalisation de la variable d'endommagement : le calcul de l'endommagement est réalisé en chaque point de Gauss à partir des valeurs locales de contrainte et de déformation, puis la délocalisation de cet endommagement est obtenue par « moyennation » des valeurs déterminées aux points situés dans le volume défini par la sphère de rayon  $R_{del}$ .



**Figure III.52** Représentation de la délocalisation des grandeurs calculées aux points de Gauss

Une fonction de pondération peut être considérée pour les points de la zone de délocalisation. Le poids  $p$  des points de Gauss de cette zone n'est plus unitaire mais donné par une distribution gaussienne fonction de la distance  $x$  entre le point de Gauss où la valeur à pondérer est calculée et le point de Gauss pour lequel la grandeur est délocalisée :

$$p = e^{-\left(\frac{x}{R_{del}}\right)^2} \tag{III.27}$$

Dans le cas où cette fonction de pondération est choisie, le rayon de la zone de délocalisation est doublé (**Figure III.53**).

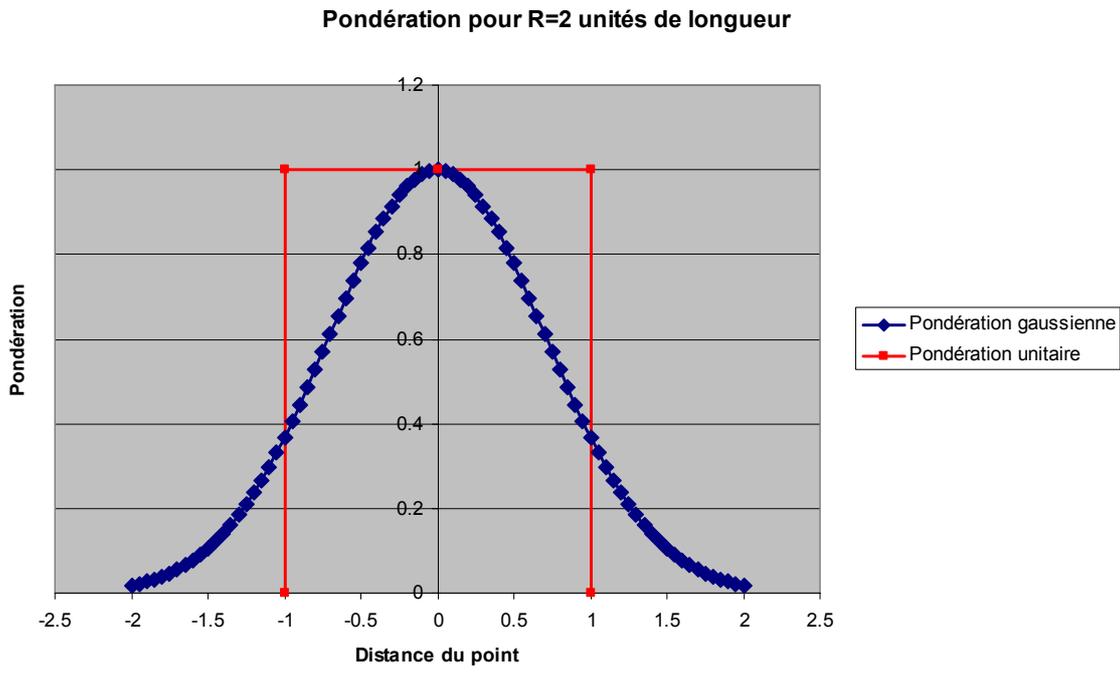


Figure III.53 Fonctions de pondération associées à la méthode de délocalisation

#### 4.2.3. Qualification du modèle et identification des paramètres

Pour qualifier l'implémentation du modèle de Wilkins dans le code de calcul, un essai de traction/compression virtuel est réalisé sur une éprouvette cylindrique lisse conformément aux données qui figurent à la fin de l'Annexe 3 (VIII - Les modèles de croissance des cavités). La contrainte axiale imposée  $\sigma_{yy}$  varie en traction de 0 à 1720 MPa puis de 1720 à -980 MPa en compression. La loi de comportement élasto-plastique est bilinéaire avec écrouissage cinématique, la limite d'élasticité vaut 1000 MPa et la pente d'écrouissage 4081,63 MPa. Les résultats analytiques sont comparés à ceux obtenus par calcul au cours des incréments de chargement dans le **Tableau III.3**. L'évolution analytique du critère de Wilkins et celle résultant du calcul élasto-plastique avec hypothèse des petites perturbations sont rigoureusement identiques jusqu'à plus de six chiffres significatifs. Pour obtenir ces valeurs de  $D$ , les paramètres du modèle sont  $\alpha = 1,5$ ,  $(\sigma_m)_{lim} = 2000$  MPa et  $\beta = 0$ .

N° incrément	$\sigma_{yy}$	$\sigma_{eq}$	$\Delta \varepsilon_{eq}^p$	D analytique	D calculé
1	500	500	0.000000	0.000000	0.000000
2	1000	1000	0.000000	0.000000	0.000000
3	1010	1010	0.002450	0.003230	0.003230
4	1020	1020	0.002450	0.006470	0.006470
5	1030	1030	0.002450	0.009720	0.009720
6	1040	1040	0.002450	0.012980	0.012980
7	1050	1050	0.002450	0.016249	0.016249
8	1060	1060	0.002450	0.019529	0.019529
9	1070	1070	0.002450	0.022818	0.022818
10	1080	1080	0.002450	0.026118	0.026118
11	1090	1090	0.002450	0.029427	0.029427
12	1100	1100	0.002450	0.032747	0.032747
13	1110	1110	0.002450	0.036077	0.036077
14	1120	1120	0.002450	0.039417	0.039417
15	1130	1130	0.002450	0.042767	0.042767
16	1140	1140	0.002450	0.046128	0.046128
17	1150	1150	0.002450	0.049499	0.049499
18	1160	1160	0.002450	0.052881	0.052881
19	1170	1170	0.002450	0.056273	0.056273
20	1180	1180	0.002450	0.059676	0.059676
21	680	680	0.000000	0.059676	0.059676
22	180	180	0.000000	0.059676	0.059676
23	-320	320	0.000000	0.059676	0.059676
24	-820	820	0.000000	0.059676	0.059676
25	-830	830	0.002450	0.057659	0.057659
26	-840	840	0.002450	0.055646	0.055646
27	-850	850	0.002450	0.053637	0.053637
28	-860	860	0.002450	0.051633	0.051633
29	-870	870	0.002450	0.049634	0.049634
30	-880	880	0.002450	0.047638	0.047638
31	-890	890	0.002450	0.045647	0.045647
32	-900	900	0.002450	0.043661	0.043661
33	-910	910	0.002450	0.041678	0.041678
34	-920	920	0.002450	0.039700	0.039700
35	-930	930	0.002450	0.037726	0.037727
36	-940	940	0.002450	0.035757	0.035757
37	-950	950	0.002450	0.033792	0.033792
38	-960	960	0.002450	0.031831	0.031831
39	-970	970	0.002450	0.029874	0.029874
40	-980	980	0.002450	0.027921	0.027921

**Tableau III.3** Comparaison entre calculs numérique et analytique des valeurs du critère de Wilkins

A la différence du modèle de Rice et Tracey pour lequel une méthode d'identification des paramètres existe, il n'y a pas de procédure définie pour la détermination des paramètres du modèle de Wilkins. Dans sa version basique, le modèle de Rice et Tracey ne nécessite la détermination que de deux

paramètres,  $\left(\frac{R}{R_0}\right)_c$  et la distance de délocalisation. En général, la valeur critique du taux de croissance des cavités est identifiée à partir d'essais de traction jusqu'à rupture d'éprouvettes axisymétriques entaillées. La rupture est quasi-instantanée et la variable d'endommagement peu influencée par la distance de délocalisation (endommagement homogène dans le centre de l'éprouvette). La distance de délocalisation est ensuite ajustée pour retrouver numériquement l'amorçage et la propagation de la fissure d'une éprouvette de ténacité (éprouvette CT pour Compact Tension en général). La comparaison entre les résultats de calcul et les mesures se fait souvent par l'intermédiaire de la courbe de charge donnant la force exercée en fonction du déplacement.

L'identification des paramètres du modèle de Wilkins se révèle plus fastidieuse que celle des paramètres des modèles de grossissement des cavités. D'une part, leur nombre est plus important et d'autre part, leur sensibilité est accrue par l'influence prépondérante du terme  $w_1$  pour les fortes pressions hydrostatiques. Si l'identification des paramètres doit se faire de manière itérative, il est conseillé de prendre une valeur élevée de  $(\sigma_m)_{lim}$  pour éviter que ce seul paramètre gouverne l'avancée du défaut, surtout pour les matériaux présentant un écrouissage important et une grande ductilité. De plus, annuler

un paramètre comme  $\beta$  permet de faciliter l'ajustement des autres paramètres mais fait perdre de son intérêt au modèle. L'idéal est de pouvoir bénéficier de résultats expérimentaux sur éprouvettes pré-fissurées sollicitées de manière multi-axiale (barreaux de flexion pré-fissurés sollicités en mode mixte par exemple) et d'utiliser un logiciel d'optimisation pour déterminer par méthode inverse les paramètres du modèle à partir de valeurs initiales identifiées sur des essais de traction d'éprouvettes AE ou CT.

### 4.3. Analyses des liaisons soudées en mécanique de la rupture

Les exemples d'applications traités dans ce dernier paragraphe concernent l'industrie automobile et l'industrie de la construction nucléaire. Pour chacun d'entre eux, l'opération de soudage est simulée numériquement en utilisant les modèles présentés dans ce mémoire, puis l'analyse en service des structures est réalisée dans le cadre de l'approche locale de la mécanique de la rupture à l'aide du modèle de Wilkins.

La première partie traite spécifiquement des liaisons soudées présentes sur les véhicules de transport : soudures continues ou soudures par résistance par points. Il existe actuellement un grand intérêt de la part des constructeurs automobiles d'utiliser des structures en aluminium afin d'alléger le poids des véhicules. Le procédé d'assemblage privilégié pour sa robustesse et son efficacité est le procédé MIG automatique. Nous avons vu que cette opération appliquée à un alliage d'aluminium de la série 6xxx provoque un important adoucissement dans la Z.A.T. par mise en solution des précipités (**Figure III.5**) et conduit à une zone de faiblesse qu'il faut prendre en compte pour une bonne prédictibilité des simulations de crash. De même les points soudés, qui sont très présents dans les structures automobiles mais qui concernent plutôt les assemblages en acier, sont considérés comme une zone de rupture potentielle de par la singularité géométrique de la liaison et les modifications locales de la microstructure. Ce sont donc également des zones de faiblesse. C'est pourquoi l'optimisation de la densité des points et la maîtrise de leur mode de rupture sont recherchées pour permettre une bonne absorption des chocs. Tous ces aspects ont été étudiés dans le cadre du projet européen IMPACT G3RD-CT-2000-00186 dont certains résultats sont présentés ici [ROBIN 05], [ROBIN 05B], [PICKETT 07].

La seconde partie concerne les analyses en mécanique de la rupture menées sur des liaisons bimétalliques des tubulures des réacteurs à eau pressurisée (R.E.P.). Les structures étudiées sont les maquettes du programme BIMET évoqué au paragraphe 3.2.1 de ce chapitre et celles du projet ADIMEW qui en constitue la suite. Dans les deux cas, l'objectif est d'étudier l'amorçage et la propagation d'un défaut inséré à proximité de l'interface entre la soudure en acier inoxydable austénitique et la partie ferritique de la tubulure, sous un chargement par flexion 4 points [BHANDARI 01], [ROBIN 02], [GILLES 06B], [ROBIN 06], [GILLES 08]. Le programme BIMET a été lancé pour s'assurer de la faisabilité du projet ADIMEW pour lequel les maquettes étudiées sont de plus forte épaisseur pour être équivalentes aux tubulures du circuit primaire comme le montre la **Figure III.54** et la mise en flexion s'opère à la température de fonctionnement d'un R.E.P. soit 300 °C.

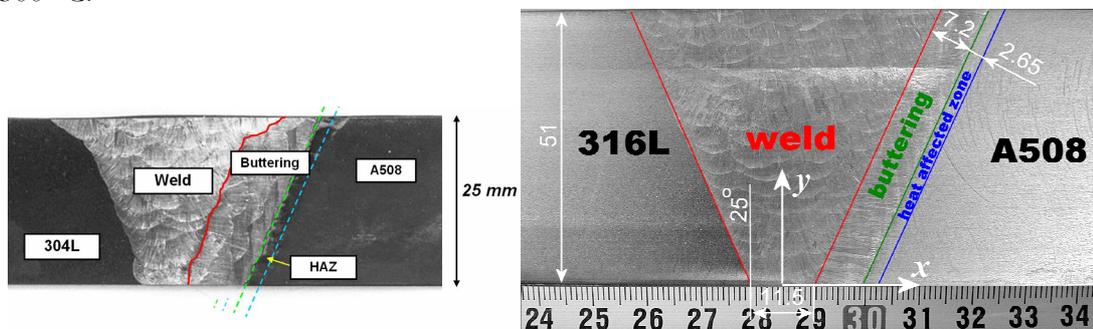


Figure III.54 Macrographies, matériaux et épaisseurs des liaisons bimétalliques BIMET et ADIMEW

4.3.1. La tenue des structures soudées soumises à des chargements dynamiques

A – Soudures continues

[PICKETT 07] détaille la méthodologie d'identification des paramètres du modèle de Wilkins appliquée à des profilés soudés en alliage d'aluminium 6060 T6. Celle-ci consiste en une identification par méthode inverse d'un jeu de paramètres unique pour le matériau et d'une loi de comportement différente pour le métal de base (M.B.), la Z.A.T. et la zone fondue (Z.F.). Les lois de comportement qui caractérisent la Z.A.T. et la zone fondue sont obtenues par homothétie de celle du métal de base : en diminuant l'échelle des contraintes l'adoucissement est pris en compte, en augmentant celle des déformations l'accroissement de la ductilité est reproduit. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes plates présentant une ligne de soudure en leur centre. Ces éprouvettes sont lisses ou entaillées selon différents rayons avec un positionnement de l'entaille dans la Z.A.T. (Figure III.55).

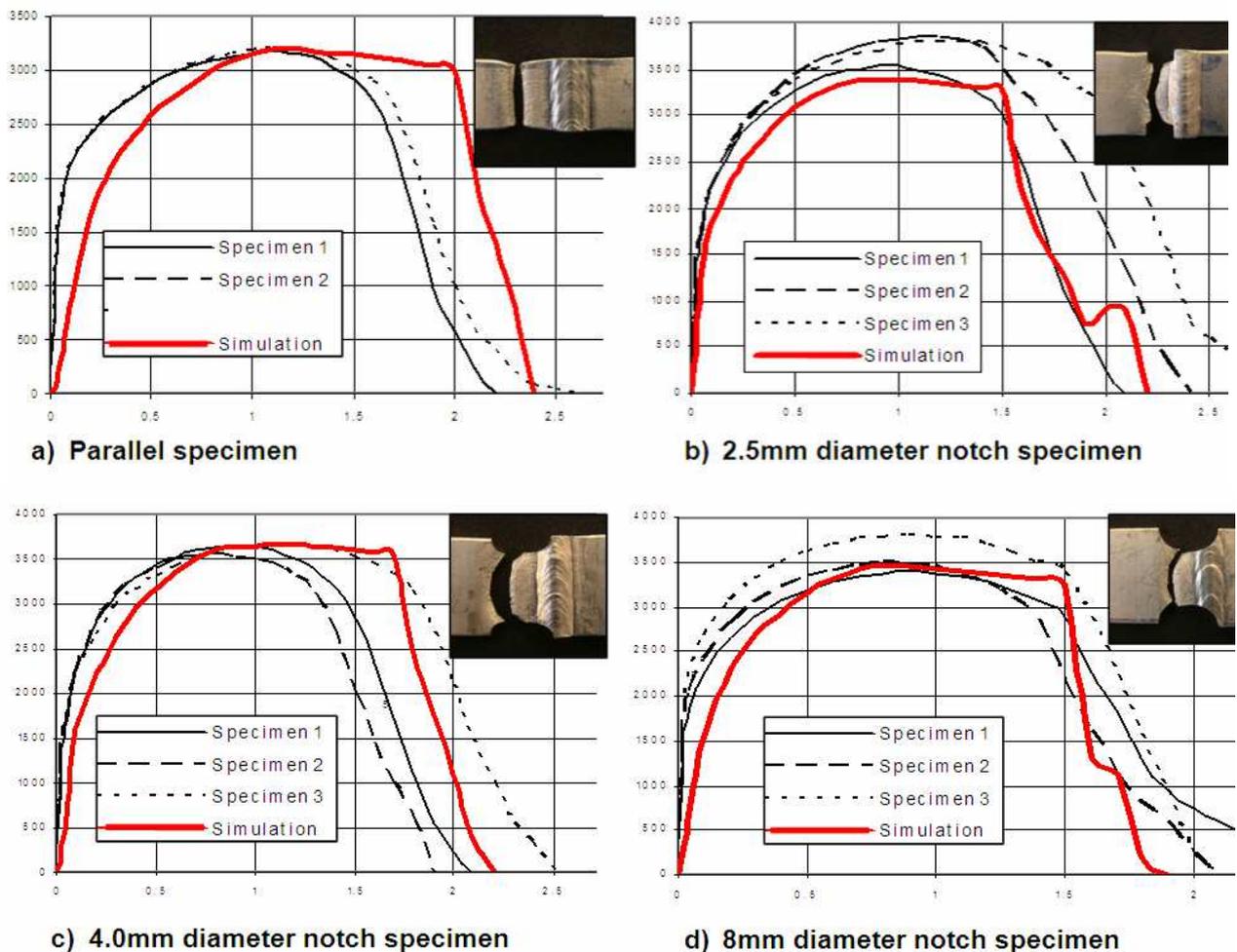


Figure III.55 Comparaison des courbes numériques force (N)/déplacement (mm) ajustées à partir des résultats expérimentaux

Le mécanisme conduisant à la rupture des éprouvettes soudées est le même pour chaque expérience ; il suit le processus rencontré lors d'un essai de traction uniaxial sur un matériau métallique ductile (Figure III.56) :

- Les cavités se développent initialement au centre de l'éprouvette, dans la Z.A.T. dont les propriétés mécaniques sont les plus faibles et où la triaxialité est maximale.
- Les cavités coalescent ensuite jusqu'à créer un défaut central macroscopique.
- Au bord de l'entaille, l'état la triaxialité est plus faible et la rupture est gouvernée par la localisation de la déformation selon des bandes de cisaillement orientées à 45° par rapport à la direction de la sollicitation. Le ligament initial traverse la section de l'éprouvette en suivant ces bandes de cisaillement provoquant alors la rupture finale.

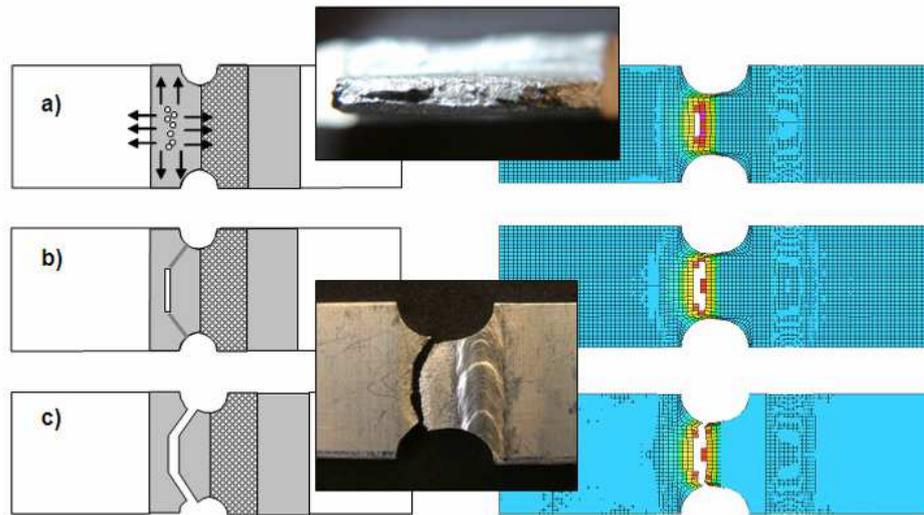


Figure III.56 Processus en trois étapes conduisant à la rupture des éprouvettes soudées

Pour valider les lois de comportement des trois zones distinguées, M.B., Z.A.T. et Z.F., ainsi que le modèle de déchirure ductile proposé, deux structures soudées, chacune composée de deux profilés extrudés à base rectangulaire, ont été testées et simulées. Les géométries sont identiques à l'exception des soudures qui dans un cas ne réalisent la liaison qu'entre deux côtés opposés (« S type ») et dans l'autre cas assemblent la circonférence complète du profilé (« U type »). Un des deux profilés de la structure est entièrement bridé alors que l'autre, en position horizontale, est soumis à un déplacement imposé de manière quasi-statique par un bras à la vitesse de 0,2 mm/s (Figure III.57).

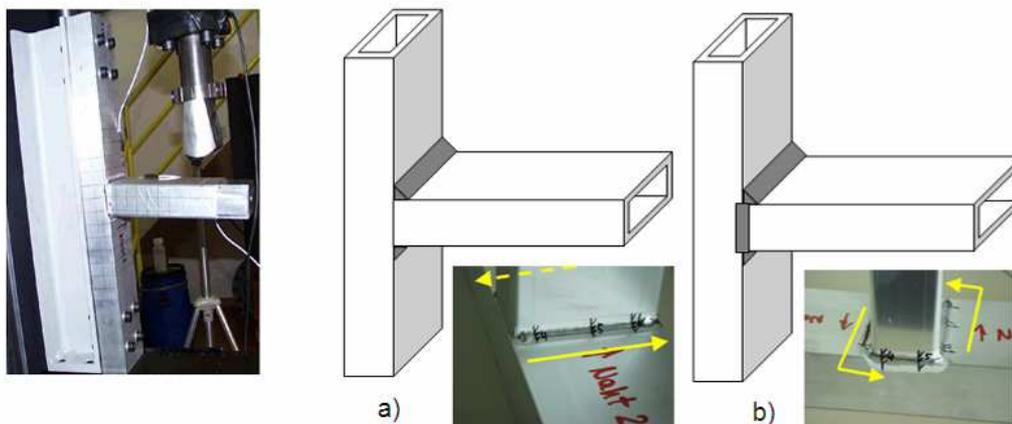
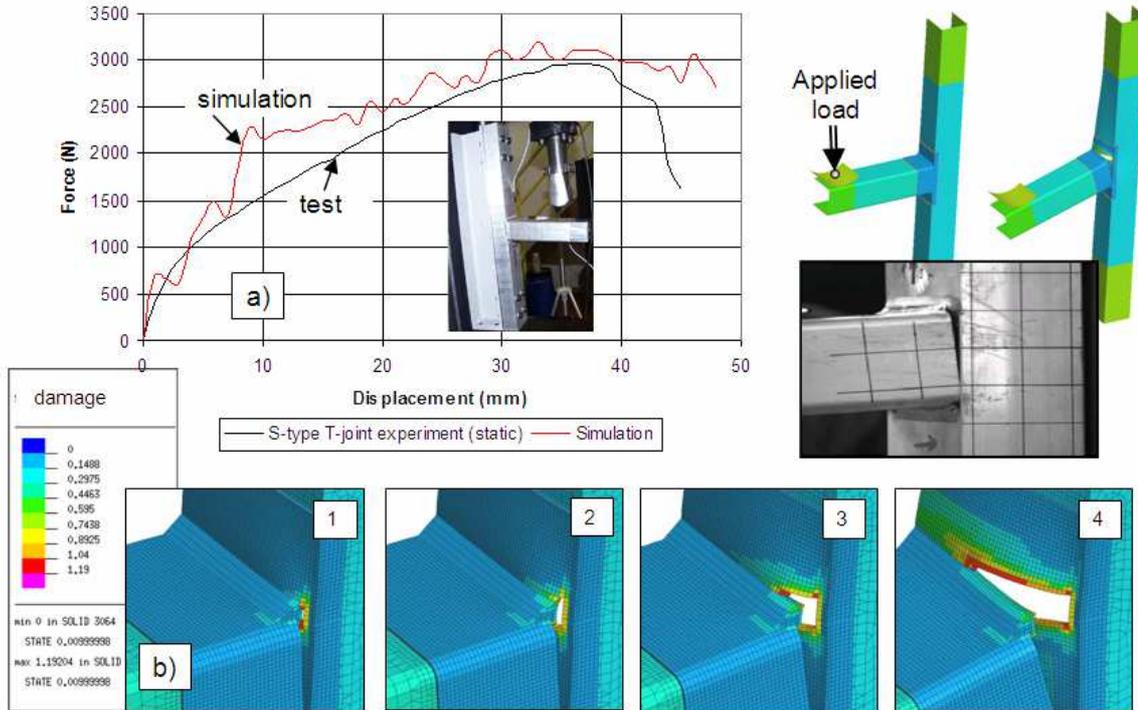


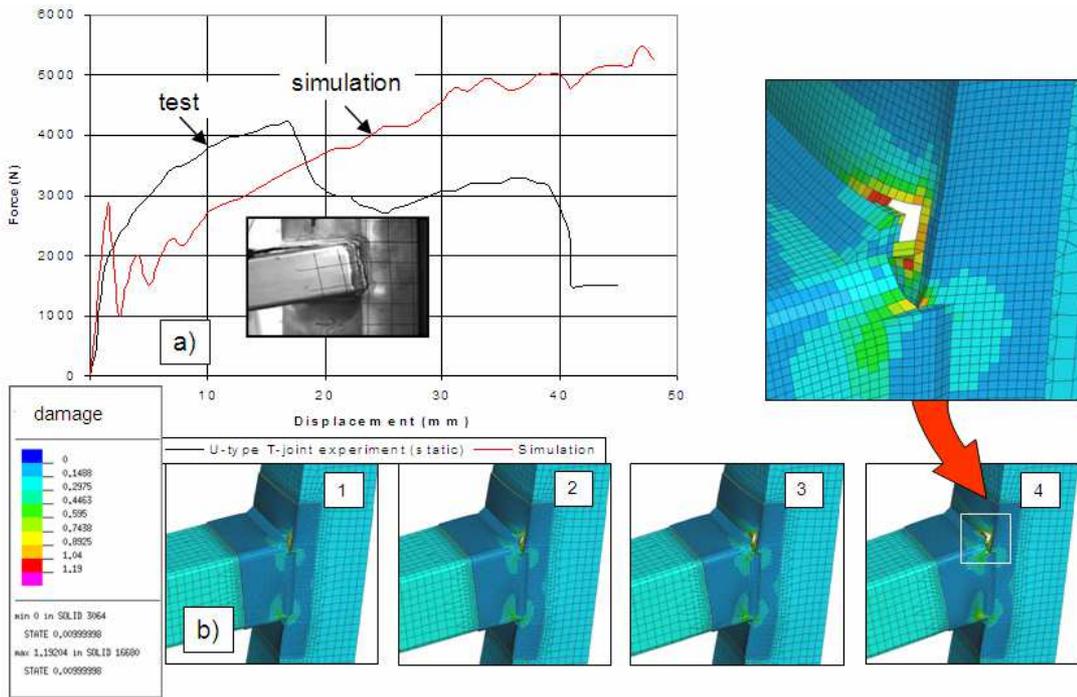
Figure III.57 Présentation du dispositif expérimental mis en place pour provoquer la rupture des deux structures soudées, « S type » et « U type ».

La **Figure III.58** montre la comparaison entre essai et simulation pour la maquette soudée « S type ». L'évolution des courbes force/déplacement et très similaire. Le mode de rupture est reproduit et la charge ainsi que le déplacement à rupture sont en bon accord.



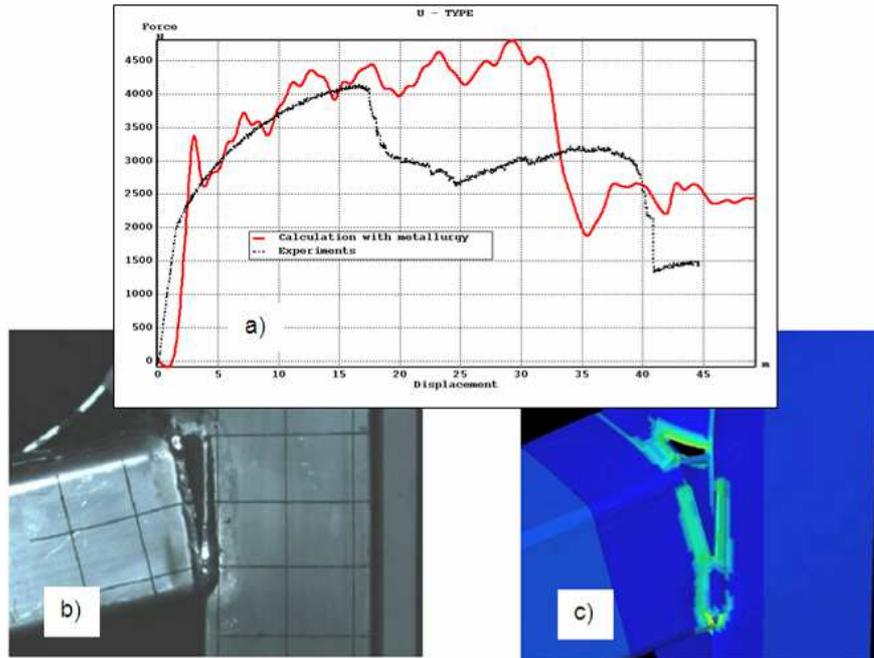
**Figure III.58** Comparaison des courbes numériques force (N)/ déplacement (mm) avec les résultats expérimentaux sur le joint « S type » et évolution du critère d'endommagement au cours de l'essai sous forme d'isovaleurs

Pour la configuration soudée « U type », la comparaison entre simulation et expérience est nettement moins bonne (**Figure III.59**). Pour cet essai, une rupture brutale au niveau de la soudure bout à bout a été observée à partir d'une charge de 4 kN. Ce mode de rupture n'a pas été mis en évidence lors des essais sur éprouvette et n'a donc pas été étudié. Le modèle de déchirure ductile employé lors des simulations ne permet pas de représenter le mécanisme conduisant à la rupture de la soudure bout à bout, ce qui explique les écarts observés sur l'allure générale des deux courbes.



**Figure III.59** Comparaison des courbes numériques force (N)/déplacement (mm) avec les résultats expérimentaux sur le joint « U type » et évolution du critère d'endommagement au cours de l'essai sous forme d'isovaleurs

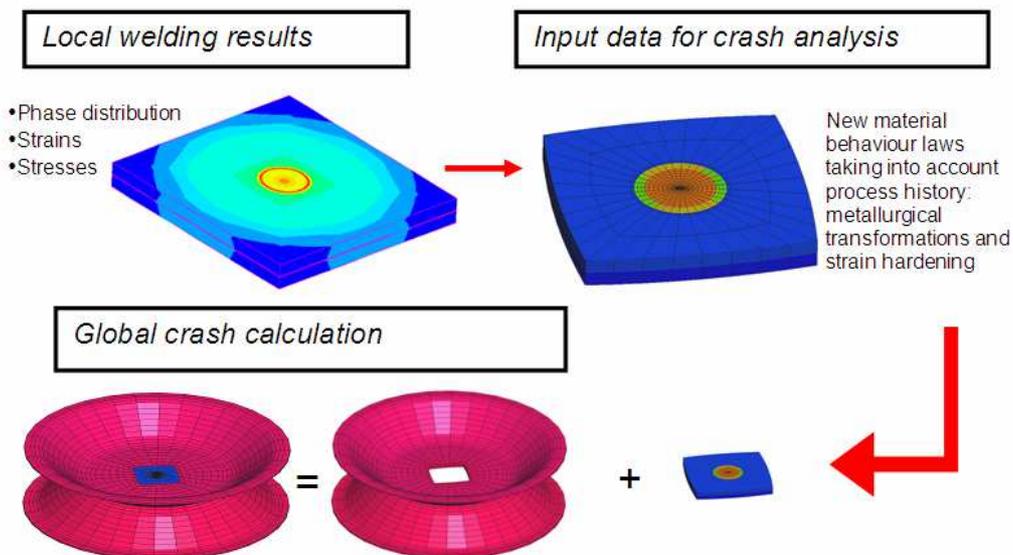
Les écarts ne sont pas dus uniquement à la mauvaise description du mécanisme de rupture. En effet, dès la première partie de l'essai, avant amorçage de la fissuration, l'effort obtenu par calcul est inférieur à celui mesuré. Une autre technique, présentée en introduction du paragraphe 3.1 de ce chapitre, permet de prendre en compte l'histoire du procédé de manière plus précise [ROBIN 05B]. Pour chaque élément du maillage situé dans la Z.A.T. et la zone fondue, une loi de comportement spécifique est calculée à partir des résultats de simulation du procédé de soudage sur des modèles locaux (Figure III.25 et Figure III.26). Les nouvelles lois de comportement mécanique sont obtenues par l'intermédiaire de la distribution de la fraction volumique des précipités (en utilisant une loi de mélange linéaire entre un état T6 et un état avec remise en solution complète des précipités) et en considérant la déformation plastique cumulée pour établir en chaque point la nouvelle limite d'élasticité du matériau. Les contraintes et déformations résiduelles quant à elles ne sont pas utilisées pour l'essai de rupture. Les paramètres du modèle de Wilkins sont reconduits sans prendre en compte ni l'effet de la microstructure, ni celui de l'écroutissage. Ces hypothèses simplificatrices, qui consistent à ignorer l'effet des contraintes résiduelles sur l'amorçage et la propagation des défauts et à considérer les paramètres du modèle indépendant de la microstructure, semblent acceptables en première approche dans la mesure où la corrélation entre essai et simulation est bien plus satisfaisante (Figure III.60).



**Figure III.60** Comparaison des courbes numériques avec prise en compte de l'histoire du procédé avec les résultats expérimentaux sur le joint « U type » et évolution de la déformation plastique au cours de l'essai sous forme d'isovaleurs

### B - Soudures par résistance par points

La méthode mise en place pour l'étude des points soudés sous chargement dynamique est très proche de celle présentée pour les lignes de soudure. Toutefois comme les essais de validation concernent des aciers, les lois de comportement mécanique pour la simulation des tests de rupture sont calculées à partir de la distribution des proportions de phase obtenues sur le modèle local de soudage et en utilisant la loi de mélange donnée par l'équation (II.54) (**Figure III.61**).



**Figure III.61** Transport des résultats depuis le modèle local de soudage vers le modèle dédié à l'essai de rupture et calcul des nouvelles lois de comportement en chaque élément du point soudé

La loi de comportement n'intègre pas d'effet l'influence de la vitesse de déformation. Les effets dynamiques sont pris en compte dans la résolution de l'équation d'équilibre mécanique en y incluant les termes d'inertie. Les paramètres du modèle de Wilkins sont identifiés par méthode inverse en utilisant un essai de traction sur une éprouvette AE constituée du seul métal de base [ROBIN 02]. Les essais dynamiques sont réalisés sur des soucoupes assemblées par un point de soudure et maintenues dans des mors pour être sollicitées en traction et en cisaillement. Un bon accord est obtenu entre les résultats expérimentaux et les valeurs d'effort et de déplacement calculées à la rupture pour les deux essais (Figure III.62 et Figure III.63). La comparaison est moins bonne en analysant l'évolution de la force en fonction du déplacement des mors, en particulier pour l'essai en cisaillement. Les essais dynamiques sont plus difficiles à réaliser que les essais quasi-statiques car ils nécessitent soit un appareillage supplémentaire pour provoquer l'impact, soit un dispositif d'asservissement pour contrôler et maintenir la vitesse de sollicitation. Dans le cas présent, c'est la vitesse d'impact de 10 m/s qui est imposée sur un des deux mors (l'autre restant fixe) et la présence de jeux dans l'outillage suffit à expliquer la différence mise en évidence sur la courbe de charge de la Figure III.62. Par ailleurs, il est très difficile de solliciter un point de soudure en cisaillement pur (mode II) jusqu'à la rupture car dès le début de l'essai, la rotation du point provoque une modification de son mode de chargement. Cette constatation laisse imaginer qu'il en est de même pour une structure réelle, ce qui n'invalide donc pas l'apport de ce genre d'expérience. Toutefois comme les conditions de contact entre les soucoupes elles-mêmes et le point de soudure qui se « déboutonne » évoluent, la modélisation de l'essai devient plus complexe. Considérer un contact glissant entre les différents composants n'est peut être pas très réaliste et peut expliquer également, dans une certaine mesure, les écarts entre calcul et expérience.

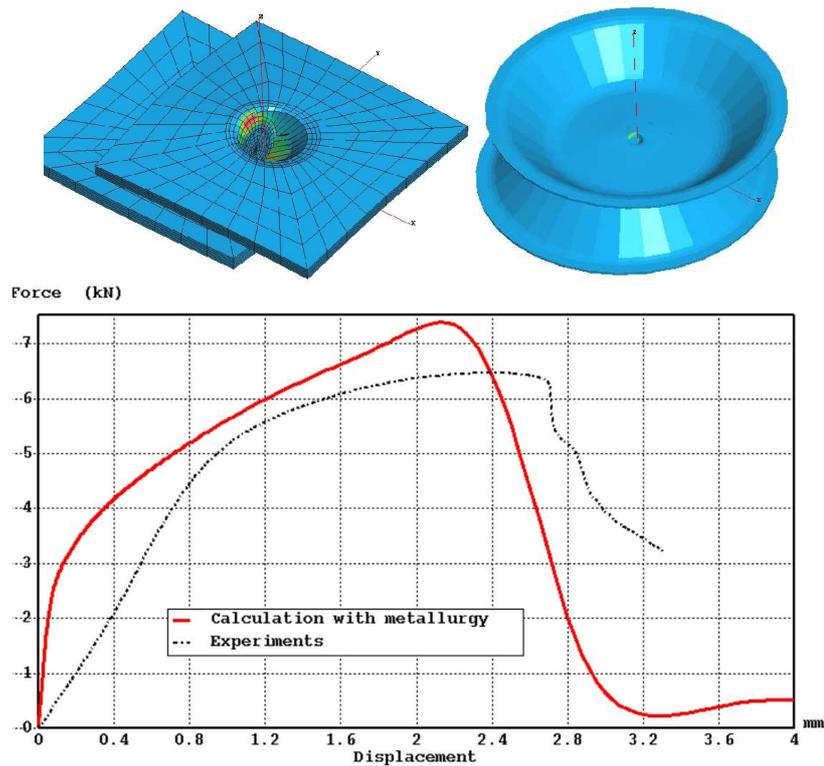
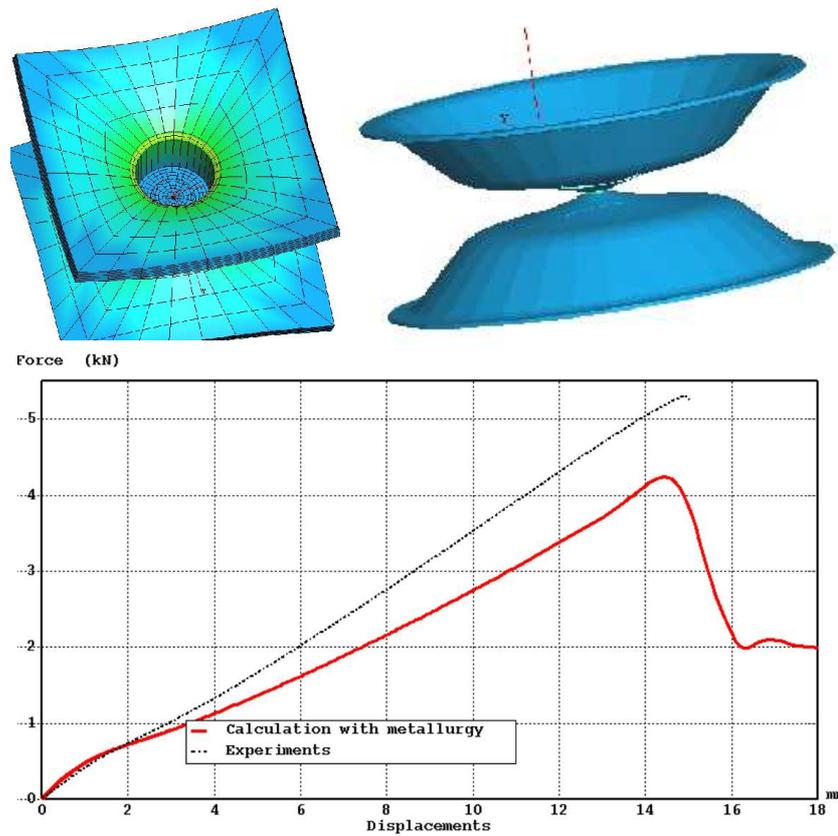


Figure III.62 Comparaison des courbes numériques force (kN)/ déplacement (mm) avec les résultats expérimentaux pour l'essai en cisaillement et évolution du critère d'endommagement au cours de l'essai sous forme d'isovaleurs



**Figure III.63** Comparaison des courbes numériques force (kN)/déplacement (mm) avec les résultats expérimentaux pour l'essai en traction et évolution du critère d'endommagement au cours de l'essai sous forme d'isovaleurs

Les résultats obtenus sont encourageants et permettent d'envisager l'utilisation de cette approche pour dimensionner au plus juste les structures automobiles. Au lieu d'employer des modèles très simplifiés, comme les éléments de poutre aux conditions cinématiques particulières et les éléments de coque d'épaisseur variable pour représenter les points et les lignes de soudure lors des analyses de crash de structures automobiles, il devient possible, en réalisant un zoom structurel, de modéliser ces zones de faiblesse par des éléments tridimensionnels représentant la géométrie réelle et intégrant l'histoire du procédé d'assemblage.

#### 4.3.2. L'étude du comportement en service des liaisons bimétalliques

##### A - Maquette BIMET

Pour étudier la résistance à la déchirure ductile de cette liaison bimétallique, un défaut y est inséré par électro-érosion dans le beurrage, à 1,15 mm de l'interface entre la partie ferritique et la partie austénitique comme le décrit la **Figure III.64**. Le choix de cette position a déjà été évoqué dans le paragraphe 3.2 de ce chapitre. Cette zone sensible à la corrosion sous tension, est également une région qui présente une basse ténacité en comparaison avec le coeur de la soudure et la Z.A.T. de la partie ferritique.

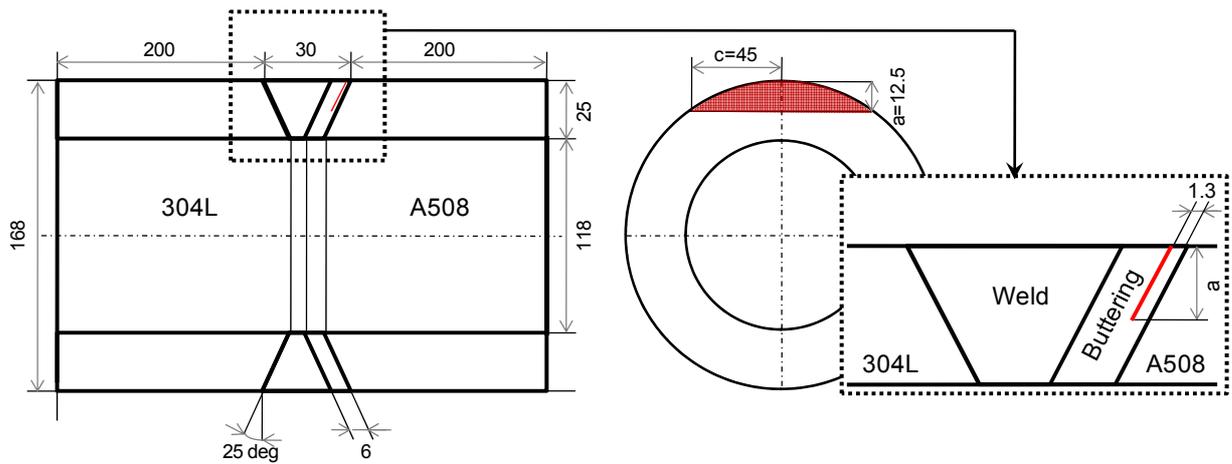


Figure III.64 Géométrie du défaut inséré dans le beurrage de la soudure de la maquette BIMET étudiée dans ce paragraphe (dimensions en mm)

Deux des maquettes du projet sont soumises à une flexion quatre points afin d'étudier la résistance de la structure à la déchirure ductile. A cet effet des bras en acier ferritique sont soudés à la partie centrale qui constitue la zone où se trouve l'entaille. Ils permettent de disposer d'une longueur suffisante pour appliquer les efforts sur les appuis. L'objectif est de retrouver numériquement la charge nécessaire à l'amorçage de la propagation du défaut par approche globale avec le calcul de l'énergie de fissuration et par approche locale en utilisant un critère basé sur le grossissement des cavités.

Les autres maquettes du projet ont servi à la détermination des contraintes résiduelles, à la caractérisation des matériaux et à l'évaluation de leur ténacité. Un des essais disponible pour l'évaluation de l'énergie de fissuration consiste en une flexion trois points sur éprouvette préfissurée de type SENB (Single Edge Notched Bend). Cette éprouvette a été prélevée dans la première couche de beurrage en acier inoxydable austénitique 309L où se trouve le défaut étudié. La courbe de déchirure est exprimée par l'évolution de l'énergie d'extension de fissure  $J$  en fonction de l'avancée du défaut  $\Delta a$  sur la Figure III.65. L'instant d'amorçage est difficile à déterminer de manière précise en raison de l'émoussement de la pointe de fissure qui participe à la propagation de la longueur de fissure sans pour autant que le matériau ne rompe. L'amorçage est ici estimé pour une valeur de  $J = J_{lc}$  comprise entre 135 et 165 kJ/m<sup>2</sup> en ne considérant que le début de propagation de la fissure, soit  $\Delta a=1$  mm.

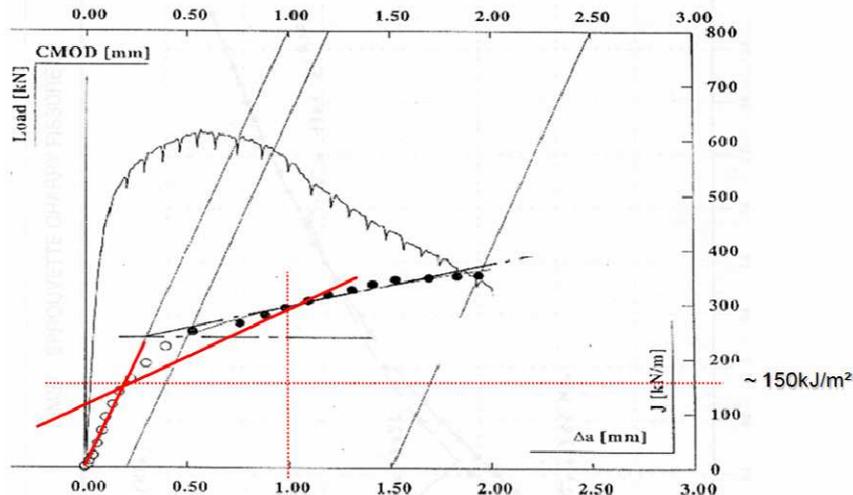
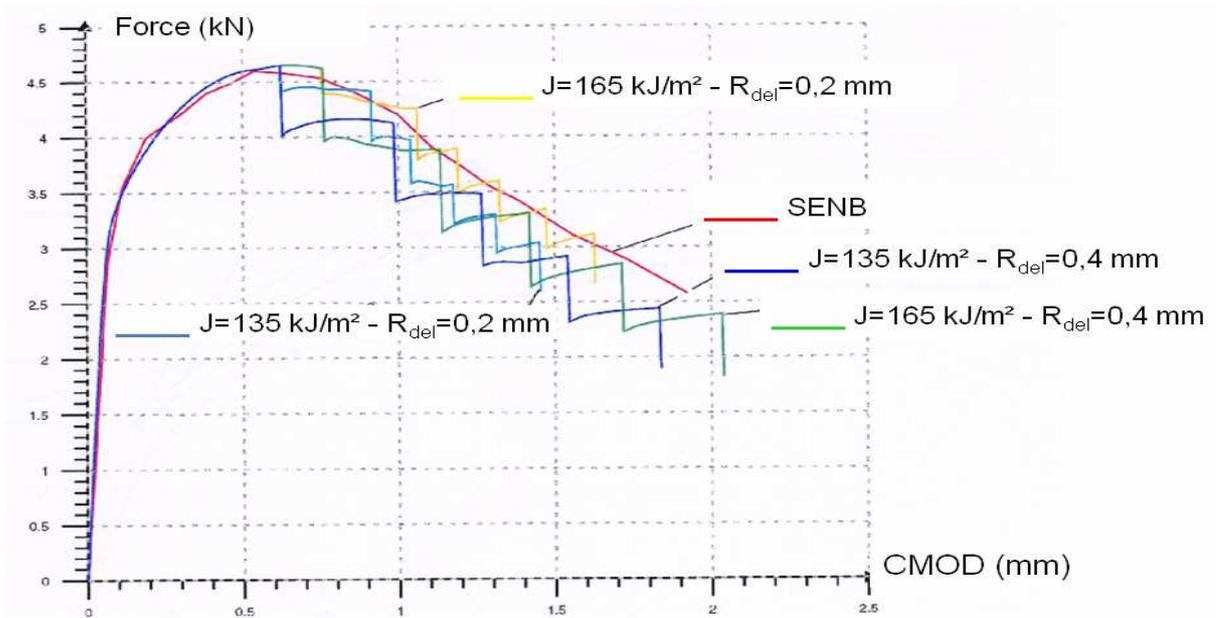


Figure III.65 Courbes expérimentales donnant l'effort appliqué à l'éprouvette en fonction du CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) (traits pleins) et  $J$  en fonction de  $\Delta a$  (points) – En rouge interprétation des mesures

L’amorçage et la propagation de la fissure de l’éprouvette SENB est simulé par l’approche locale de la mécanique de la rupture en utilisant le critère de grossissement des cavités de Rice et Tracey. Quatre jeux de paramètres sont testés afin de déterminer le plus pertinent par comparaison avec la courbe de charge expérimentale. L’amorçage, détecté expérimentalement pour une ouverture des lèvres de la fissure comprise entre 0,62 et 0,76 mm, est situé vers le maximum de la courbe de charge. Les paramètres du modèle de Rice et Tracey permettant de se rapprocher des valeurs expérimentales sont  $\left(\frac{R}{R_0}\right)_c = 1,33$  et  $R_{del} = 0,4$  mm, ce qui correspond à une valeur de  $J_{Ic}$  calculée par la méthode G-Thêta de 135 kJ/m<sup>2</sup> (voir **Figure III.66**).



**Figure III.66** Courbes expérimentales d’effort appliqué à l’éprouvette en fonction du CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) (traits pleins) et  $J$  en fonction de  $\Delta a$  (points) – En rouge interprétation des mesures

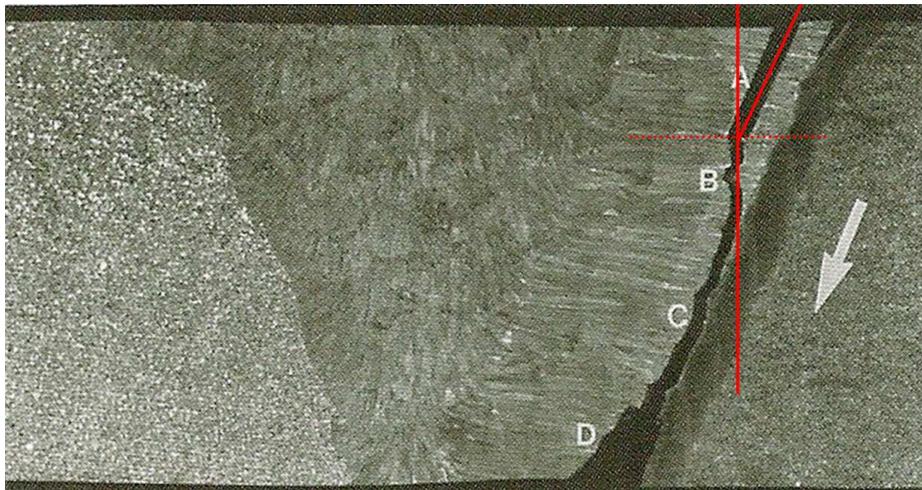
Les paramètres du modèle de croissance des cavités ainsi identifiés servent ensuite à étudier l’amorçage du défaut sur la maquette BIMET. Afin de réaliser le maillage nécessaire à cette analyse, il reste à définir l’orientation des éléments en pointe de fissure selon la direction de propagation du défaut, leur taille étant déterminée par la distance de délocalisation. L’estimation de l’angle de propagation du défaut en mode mixte est basée sur le critère de la contrainte circonférentielle maximale proposé par **[ERDOGAN 63]**. Ce critère est basé sur les valeurs locales des contraintes et suppose que la fissure se propage perpendiculairement à la direction de la contrainte circonférentielle maximale. Ainsi, en élasticité, la contrainte circonférentielle en pointe de fissure est donnée par la formule suivante :

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{\cos^2\left(\frac{\alpha}{2}\right)\left(K_I \cos\left(\frac{\alpha}{2}\right) - 3K_{II} \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)\right)}{\sqrt{2\pi r}} \quad (III.28)$$

les valeurs maximales de  $\sigma_{\theta\theta}$  sont obtenues pour l’angle  $\alpha_0$  tel que :

$$\alpha_o = 2 \operatorname{atg} \left( \frac{K_I - \sqrt{K_I^2 + 8K_{II}^2}}{4K_{II}} \right) \quad (\text{III.29})$$

Les facteurs d'intensité de contrainte sont déterminés à partir d'un calcul élastique sur la maquette pour un déplacement des bras de flexion de 1mm [BHANDARI 01]. Les valeurs les plus élevées sont obtenues au niveau du plan de symétrie de la maquette qui présente la plus grande profondeur du défaut :  $K_I = 306,25 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$ ,  $K_{II} = 62,60 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$  et  $K_{III} = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$ . Cette zone est également plus proche d'un état de déformation plane pour laquelle la formule (III.29) est établie. L'angle de bifurcation du défaut est de l'ordre de  $22^\circ$ , ce qui correspond à une propagation selon la direction radiale. Cet angle est retrouvé expérimentalement comme le montre la **Figure III.67**.



**Figure III.67** Macrographie de la soudure après déchirure du défaut par flexion et ouverture en laboratoire- A : position initial du défaut, B-C propagation du défaut au cours de l'essai selon la direction radiale puis parallèlement à l'interface, C-D rupture post-mortem pour examen destructif [NESC 06]

L'étude de l'amorçage du défaut de la maquette est finalement réalisée par une analyse élastoplastique en utilisant les approches locale et globale de la mécanique de la rupture. La valeur expérimentale de 154 kN.m du moment à l'amorçage est déterminée par mesure de la différence de potentiel électrique. Le moment à l'amorçage est obtenu numériquement dès lors que le critère de Rice et Tracey dépasse son niveau critique en un élément du modèle, soit 149 kN.m. L'énergie d'extension de fissure déterminée par la méthode G-Thêta vaut, à cet instant, 133 kJ/m<sup>2</sup>. Il est parfois reproché à l'approche globale son manque de transférabilité d'une géométrie d'éprouvette à une autre ou d'une éprouvette à la structure réelle. Les simulations réalisées sur la maquette BIMET montrent que les deux approches sont tout à fait pertinentes pour déterminer la stabilité d'un défaut dans une liaison bimétallique à partir de grandeurs critiques identifiées par des essais sur éprouvettes constituées du matériau dans lequel se situe la fissure réelle (**Figure III.68**).

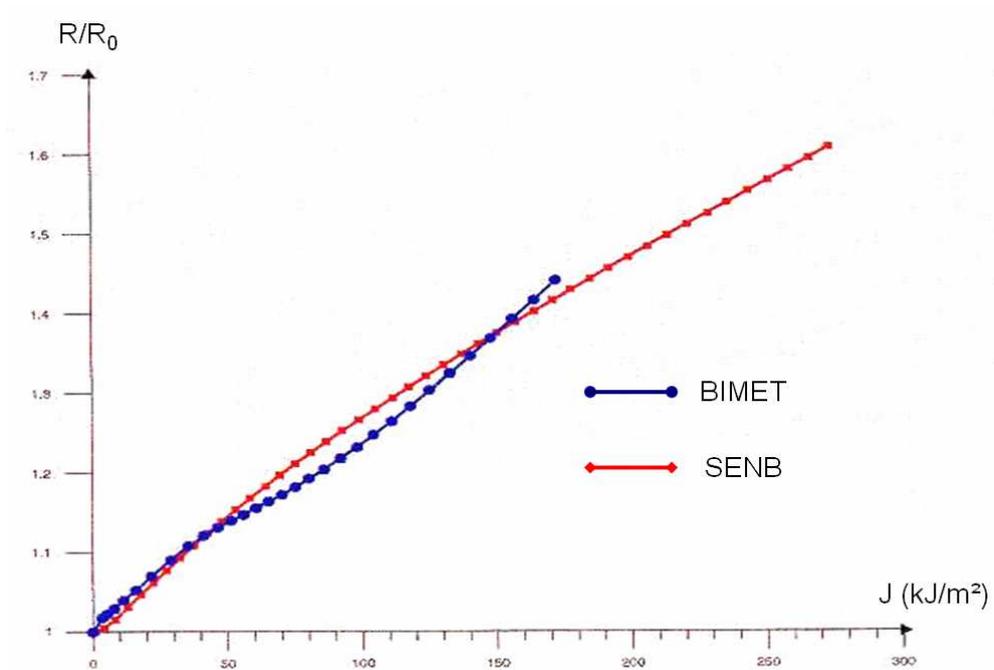


Figure III.68 Evolution similaire des grandeurs locale et globale caractérisant la déchirure ductile dans le cas d'une éprouvette et d'une structure réelle

### B - Maquette ADIMEW

Dans le cadre du programme ADIMEW (Assessment of Aged Piping Dissimilar Metal Weld Integrity), les maquettes des liaisons bimétalliques ont subi un traitement de détensionnement final à la différence des maquettes BIMET (voir paragraphe 3.2). Les dimensions des tuyauteries ADIMEW sont plus grandes (voir Figure III.69) et la température d'essai est de 300 °C. Des rallonges de 4 m en acier à haute limite d'élasticité sont soudées à la liaison bimétallique afin de permettre au dispositif d'essai d'appliquer un moment de flexion suffisant au niveau de l'entaille pour faire propager le défaut (Figure III.70).

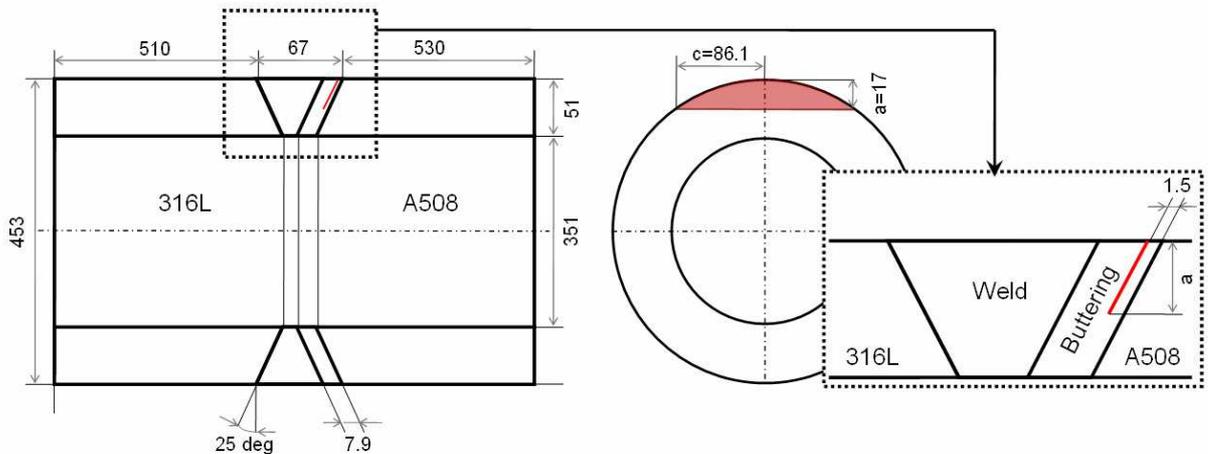


Figure III.69 Géométrie du défaut inséré dans le beurrage de la soudure de la maquette ADIMEW étudiée dans ce paragraphe (dimensions en mm)

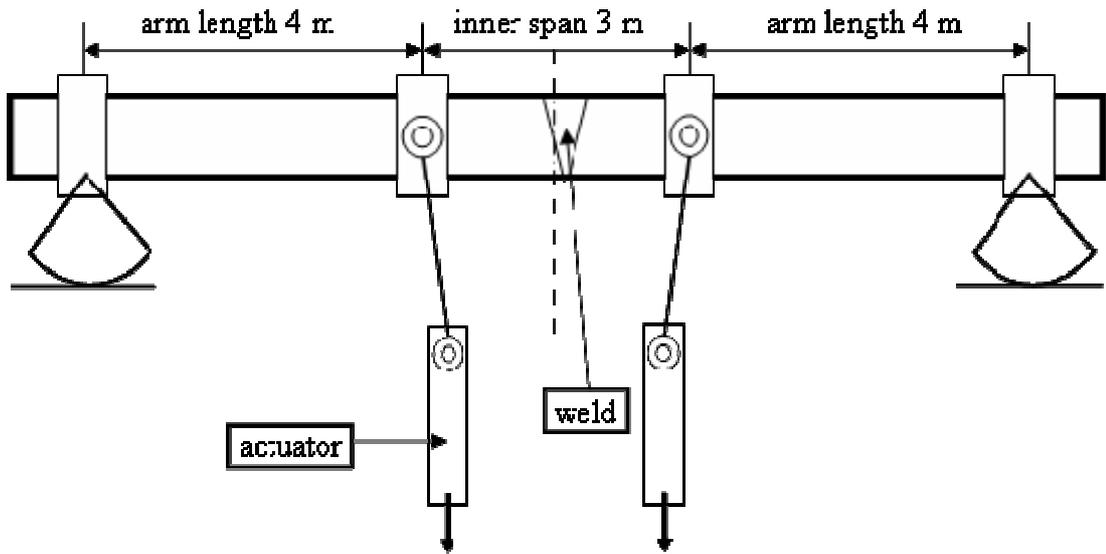


Figure III.70 Dispositif d'essai de flexion 4 points appliqué sur une des maquettes ADIMEW

Le modèle de rupture de Wilkins est utilisé pour simuler la propagation du défaut créé à 1,5 mm de l'interface entre la partie ferritique et la partie austénitique. Ce modèle destiné à la représentation de la déchirure ductile possède l'avantage d'être découplé de la loi de comportement ce qui facilite l'identification de ses paramètres. L'ajustement de ces derniers peut être réalisé à partir d'expériences menées sur des éprouvettes axisymétriques entaillées et des éprouvettes pré-fissurées CT ou SENB. La technique de délocalisation rend le calcul du critère indépendant du maillage et l'approche locale de la mécanique de la rupture autorise à considérer ces paramètres comme intrinsèques au matériau et applicables à toute échelle de la structure. Des éprouvettes de ténacité sont prélevées au niveau de l'interface afin de représenter au mieux le comportement multi-matériau de cette zone de la liaison bimétallique [GILLES 06B]. De l'ensemble des essais de rupture effectués sur éprouvette SENB, de hauteur 40 mm dans le sens de la pré-fissure (SENB W40), un seul essai à 300 °C est exploitable. La déviation de la pré-fissure de fatigue a été minimisée en pratiquant des entailles dans l'éprouvette sur 5% de l'épaisseur totale 25 mm. La Figure III.71 présente les caractéristiques de l'éprouvette, géométrie et matériaux.

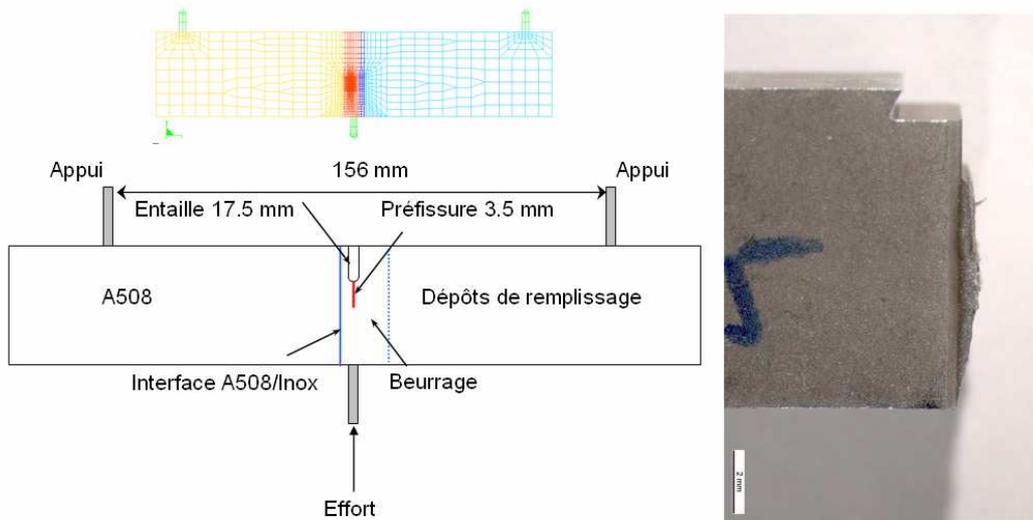
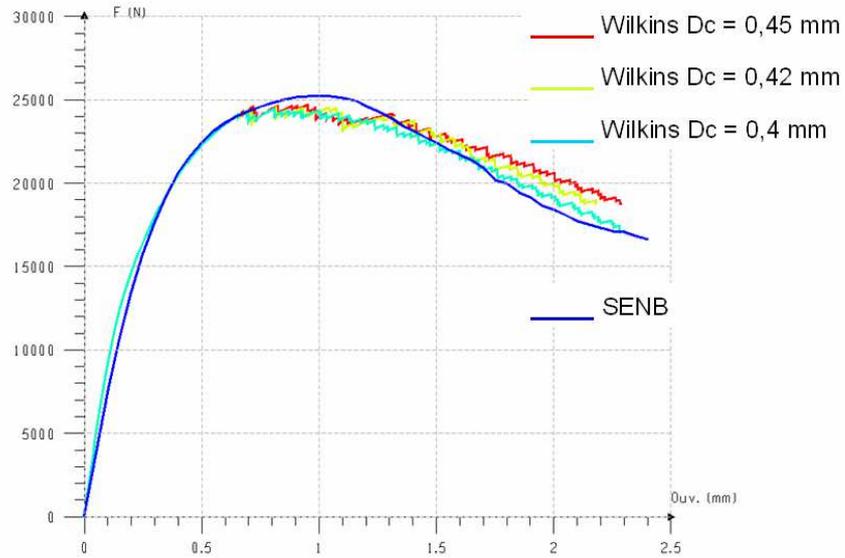


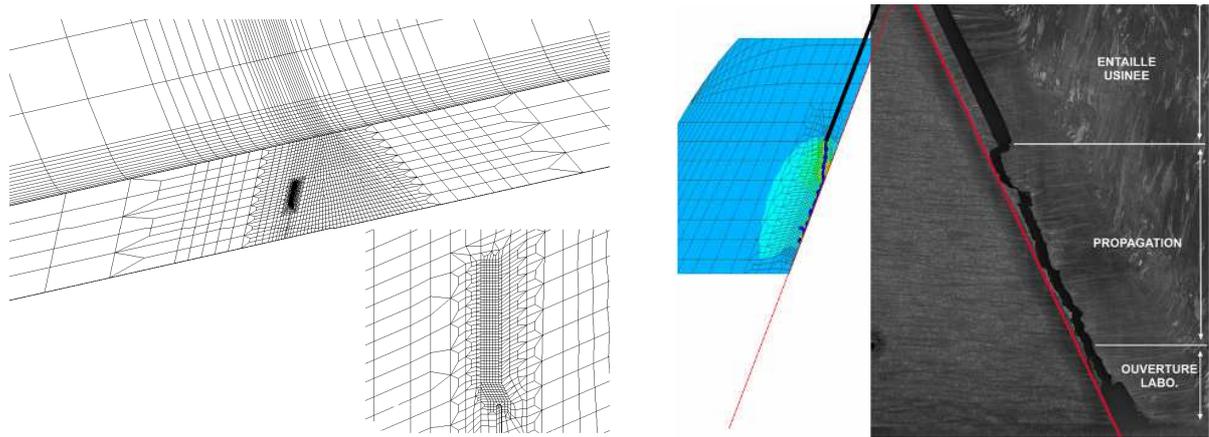
Figure III.71 Schéma de l'éprouvette SENB, maillage et photographie de l'éprouvette après rupture

Les paramètres du modèle de Wilkins associés au matériau du beurrage sont identifiés à partir de la courbe expérimentale donnant la force exercée sur l'éprouvette en fonction de l'ouverture des lèvres de la fissure (**Figure III.72**). La distance de délocalisation est fixée à 250  $\mu\text{m}$  comme pour les simulations de déchirure ductile précédemment réalisées sur les mêmes éprouvettes avec les modèles de Rice et Tracey et de Gurson [GILLES 04]. Les paramètres du modèle de Wilkins retenus sont les suivants :  $\alpha = 1,5$ ,  $(\sigma_m)_{\text{lim}} = 2000 \text{ MPa}$ ,  $\beta = 0$  et  $D_c = 0,4$ .



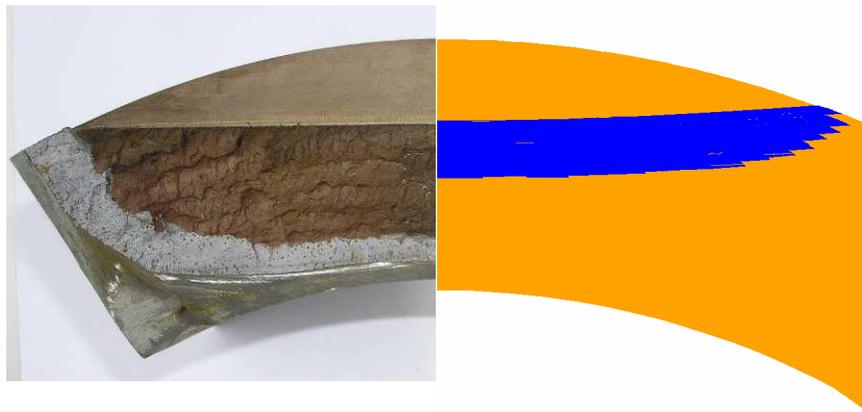
**Figure III.72** Comparaison expérimentale et numérique des courbes Force-Ouverture à partir des essais de flexion de l'éprouvette SENB

La comparaison du comportement à la déchirure ductile simulé de la maquette ADIMEW avec les observations expérimentales montre que le modèle de Wilkins permet d'obtenir une très bonne prédiction de l'ouverture du défaut, du trajet de propagation et de la forme de l'extension de la fissure. Cette dernière ne se propage pas sur les bords : l'avancée de la fissure s'opère depuis le milieu du front qui correspond au plan de symétrie de la maquette. Il est à noter qu'en raison du maillage, le calcul a dû être interrompu après une propagation de 13 mm du défaut car les éléments possèdent une taille supérieure à la zone de délocalisation au-delà de cette distance. La **Figure III.73** compare la propagation numérique du défaut (en bleu foncé) et la propagation expérimentale dans le plan de symétrie après ouverture complète post-mortem de la fissure en laboratoire. Dans les deux cas, la fissure dévie en direction de l'interface puis se propage, parallèlement à cette dernière, dans le beurrage.



**Figure III.73** Maillage de la zone fissurée d'ADIMEW selon le plan de symétrie (à gauche) et trajet de propagation du défaut calculé et observé expérimentalement (à droite)

La forme numérique de fissure propagée (en bleu foncé) est comparée à celle obtenue expérimentalement sur la **Figure III.74**. L'extension du domaine fissuré est tout à fait comparable puisque dans les deux cas, la fissure se développe plutôt en profondeur du défaut initial et non sur la surface avec une propagation maximale au centre de la maquette dans le plan de symétrie [ROBIN 06].



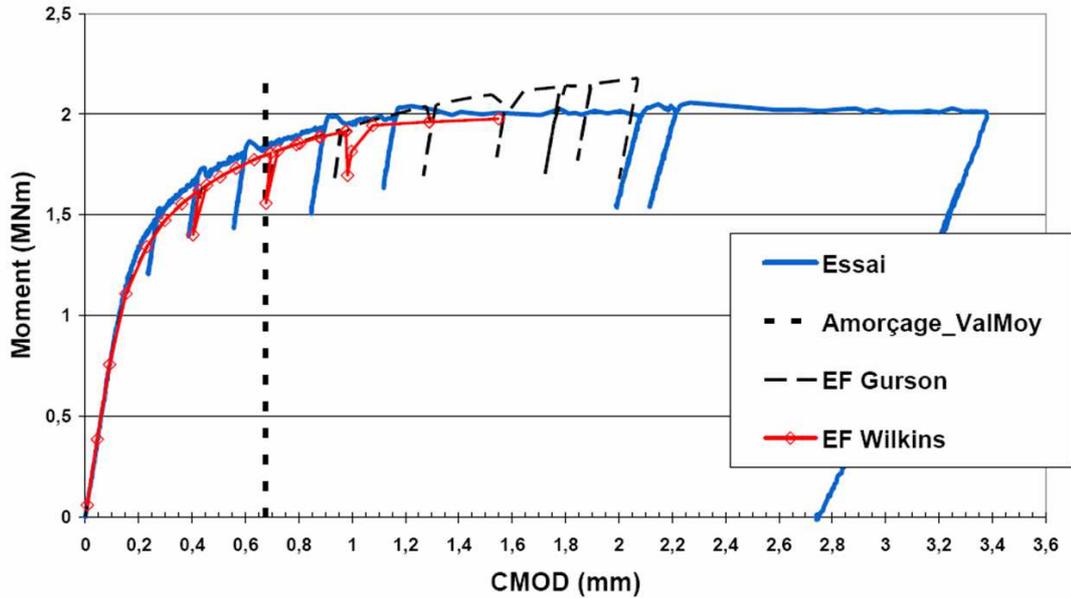
**Figure III.74** Comparaison calcul/expérience de l'extension du défaut à travers l'épaisseur de la maquette

Le **Tableau III.4** permet de comparer les valeurs de propagation de fissure obtenues au cours de ce calcul avec celles obtenues par le modèle de Rice et Tracey (R&T).

Bending arm displacement	Crack propagation with R&T model (mm)	Crack propagation with Wilkins model (mm)
108 mm	0.6	1.75
End of computation (165 mm for R&T model and 125 mm for Wilkins model)	4	13

**Tableau III.4** Propagations maximale de fissure obtenue par deux modèles de rupture ductile différents employés sur le même essai

La **Figure III.75** compare la simulation avec la mesure de l'évolution du moment en fonction de l'ouverture des lèvres de la fissure. L'utilisation du modèle de Wilkins permet de constater que la fissure continue de se propager à moment constant (2 MNm) à la différence des résultats obtenus par le modèle de Gurson. Ceci démontre la capacité du modèle de Wilkins à prendre en compte les forts niveaux de triaxialité qui se développent en pointe de fissure à proximité de l'interface.



**Figure III.75** Comparaison de la courbe Moment/CMOD mesurée avec les résultats de simulation par les modèles de Gurson et Wilkins

Le calcul du taux de restitution d'énergie à rupture a également été réalisé afin de confronter la valeur de cette grandeur globale obtenue lors de l'amorçage du défaut de l'éprouvette SENB W40 à celle de la maquette ADIMEW. La valeur critique de  $J$  calculée sur l'éprouvette SENB W40 est de l'ordre de  $80 \text{ kJ/m}^2$  et à comparer à  $100 \text{ kJ/m}^2$  dans le cas de la maquette réelle [GILLES 06B]. Les valeurs de  $J$  à l'amorçage sont plus faibles que celle estimées pour la maquette BIMET en raison de l'élévation de la température. De plus, l'écart entre la valeur calculée sur éprouvette et celle obtenue sur structure réelle est plus important. Bien qu'acceptable, cet écart démontre les efforts qu'il reste à fournir pour une détermination fine de la ténacité des joints soudés qui présentent des contraintes résiduelles ainsi qu'une grande hétérogénéité de microstructure [GILLES 09]. Dans le cas particulier des liaisons bimétalliques, la présence de structures plus résistantes (Z.A.T. de la partie ferritique) plus ou moins proches de la zone fissurée modifie également le développement de la plasticité en pointe de fissure.

*Chapitre IV*

**IV - CONCLUSION**

---

La métallurgie mécanique comporte trois parties étroitement liées entre elles :

- La première a pour objet d'expliquer les propriétés mécaniques de base des matériaux d'après la théorie atomique des métaux. C'est tout le problème de la liaison métallique qui est posé et qui rejoint ainsi l'une des préoccupations de la métallurgie physique. En s'appuyant sur cette compréhension des propriétés mécaniques et de la cohésion, le comportement des métaux dans toute opération de mise en forme peut être appréhendé et contrôlé pour éviter la rupture prématurée du matériau au cours de sa transformation mécanique.
- Concernant la deuxième partie, l'approche scientifique de ce problème a conduit à une nouvelle branche de la mécanique appliquée : la théorie de la plasticité étudiée à la fois du point de vue macroscopique et microscopique.
- Enfin une troisième partie, toujours fondée sur la connaissance des propriétés mécaniques de base, concerne l'étude et la compréhension du comportement mécanique des matériaux en service afin d'éviter leur rupture et d'améliorer leur endurance à la fatigue en proposant à l'ingénieur constructeur des règles et des consignes pour rationaliser la conception et l'assemblage des pièces, assurant ainsi la plus grande sécurité des installations et une durée de vie optimale des composants.

Ce mémoire de thèse concerne pour une part ce dernier dessein. L'autre partie a pour objectif d'aider à la mise au point des procédés de fabrication : par exemple, en étudiant les tolérances du procédé au voisinage des conditions nominales, il est possible de discriminer certains procédés par rapport à d'autres. Les deux premiers domaines de la métallurgie mécanique devraient progressivement apporter leur contribution à la compréhension du comportement macroscopique des matériaux et à l'identification et l'interprétation des données nécessaires aux simulations numériques à l'échelle des composants du point de vue du procédé et de ses conséquences.

Au travers des différents procédés de fabrication dont l'étude est présentée dans ce mémoire, les points forts des approches dédiées à leur modélisation par simulation numérique ont été mis en évidence et certaines difficultés révélées. Parmi ces points forts, la capacité des outils à déterminer l'état résiduel macroscopique a été démontrée. Moyennant un effort de caractérisation des matériaux pour l'identification des paramètres des modèles utilisés, il est possible de déterminer les contraintes et les déformations résiduelles de manière qualitative, voire quantitative en éliminant certaines hypothèses simplificatrices. La suppression de ces dernières contribue souvent à augmenter la taille des modèles, qui reste malgré tout compatible avec les moyens informatiques par l'emploi de certaines techniques, et aussi à les enrichir, ce qui nécessite une caractérisation plus fine et plus coûteuse des matériaux employés. Toutefois, certaines difficultés génériques restent posées comme l'obtention des données d'entrée, le choix des modèles et l'énoncé des hypothèses, l'exploitation des résultats, leur analyse et leur interprétation. C'est à ce niveau que la modélisation en science des matériaux peut contribuer à l'essor de la modélisation multi-physique des procédés à hautes températures en améliorant notamment la possibilité de changement d'échelle de modélisation.

Plus pratiquement, l'ingénieur en charge de mener des simulations numériques n'est pas, comme on l'entend péjorativement, un ingénieur calcul. Son rôle requiert des compétences en science des matériaux, une culture générale dans les domaines scientifiques permettant la compréhension des mécanismes multi-physiques mis en jeu lors des phénomènes modélisés et une connaissance pratique des disciplines expérimentales visant aussi bien à l'alimentation qu'à la validation des modèles qu'il met en œuvre. Pour améliorer les moyens mis à la disposition des ingénieurs pour simuler les procédés de fabrication qui conduisent à la résolution de problèmes transitoires couplés avec influence de la température, plusieurs voies de progrès sont envisageables :

- disposer de modélisations tridimensionnelles performantes (version massivement parallèle, augmentation des capacités du matériel informatique),
- disposer de moyens efficaces de transfert d'échelle (du grain de matière, à la soudure, à l'assemblage complet) et d'une méthode de cumul des effets de plusieurs procédés associée à des outils de contrôle permettant de définir des conditions optimales de transfert d'une échelle à l'autre,
- disposer d'outils de modélisation de la microstructure pour une meilleure compréhension des matériaux : déduction des cinétiques de transformation, des caractéristiques mécaniques...
- disposer d'approches simplifiées pour une aide à la décision rapide sans connaissance approfondie en simulation numérique (choix d'un procédé, pré-conception).

Dans le cadre d'une utilisation avancée de la simulation des procédés de fabrication, la connaissance technique par la formation est indispensable. Mais l'expérience constitue également une étape essentielle pour être en mesure de proposer la bonne méthodologie de calcul face à l'objectif recherché. Etant donné la diversité et la complexité des problèmes rencontrés, le travail collaboratif sur cette thématique est primordial. Pour une telle épreuve collective tous les meilleurs éléments ne suffisent pas à constituer la meilleure équipe, la séparation et l'organisation des tâches pour un objectif commun permet de partager les difficultés en fonction du savoir-faire de chacun. Malgré l'établissement de guides d'utilisation qui tracent le chemin à suivre pour conduire la simulation adaptée à un problème donné, il s'avère que les certitudes sont parfois bousculées, obligeant à valider à nouveau les hypothèses couramment admises. La méthode de modélisation reste parfois liée à la nature d'un procédé, très dépendante du matériau étudié et associée à un objectif particulier. Par exemple, pour considérer de manière réaliste un état résiduel de fabrication, il ne faut pas que l'approche soit trop conservatrice ou trop pénalisante. Pour parvenir à l'amélioration de la prédictivité des modèles numériques, la validation par une confrontation avec des résultats expérimentaux est souvent mise en œuvre dans des domaines mettant en jeu des phénomènes physiques couplés pour lesquels les résultats analytiques sont inexistantes. En premier lieu, le protocole des essais de caractérisation du matériau doit être adapté à la sollicitation de la structure. Puis, afin d'aider à la compréhension des phénomènes, des mesures in situ sont préférables aux analyses post-mortem. La mesure directe est souvent impossible dans ces conditions, obligeant à un traitement puis une interprétation des informations relevées. Le choix de la méthode de mesure et la manière de la mettre en œuvre sont donc primordiaux. Pour que les moyens expérimentaux parviennent à leur objectif de validation des modèles associés à la simulation numérique multi-physique, il faut également que ceux-ci progressent en associant très tôt les deux aspects dans le développement des outils de simulation. Les comparaisons entre résultats de calcul et mesures lors d'analyses de sensibilité des modèles complexes permettent elles aussi de hiérarchiser les effets et de qualifier les couplages nécessaires (forts, séquentiels, faibles) à la simulation des procédés de fabrication.

Aujourd'hui, la valeur d'une entreprise ne se mesure pas à la seule richesse de son capital financier. Il existe une richesse immatérielle, réseau de relations, savoir-faire, connaissance, qu'il est plus difficile d'évaluer et qui constitue pourtant un gage de pérennité pour l'entreprise. Comme ce capital humain, la simulation numérique peut constituer une richesse importante dans les services d'ingénierie où elle devient un outil prédictif d'essais virtuels. Dans le cas de la simulation numérique des procédés de fabrication, dont la maîtrise est délicate, le prototypage virtuel contribue à la capitalisation de l'expérience à une échelle plus importante encore, dans la mesure où cet aspect se situe au cœur de l'activité industrielle entre conception et production.

En réponse à la question posée en introduction sur l'intérêt de la simulation numérique dans nos sociétés industrielles modernes, ce recueil a montré que si des efforts sont encore à fournir pour

L'obtention de modèles multi-physiques prédictifs, la simulation numérique s'inscrit clairement dans une démarche de développement durable dès lors que les maquettes virtuelles permettent :

- de réduire l'utilisation de matière première en dégageant des marges de dimensionnement pour optimiser la conception des structures ou en aidant à l'élaboration de nouveaux matériaux plus recyclables et plus performants,
- de diminuer les coûts de production en aidant à l'amélioration des procédés de fabrication,
- de mettre au point des méthodes de fabrication performantes (intérêt industriel et coût de production) tout en réduisant l'impact environnemental par diminution très sensible de l'émission d'effluents polluants par exemple.

Dans ce contexte, il apparaît utile d'intégrer des indicateurs de performance, de coût ou encore d'impact environnemental lors des simulations numériques, en associant ces dernières à des bases de données matière et outils possédant de tels indicateurs. Bien que du point de vue sociétal l'impact direct soit moindre, le développement de la modélisation de l'ergonomie des outillages, de l'environnement (ondes électromagnétiques, pollution acoustique, radioprotection) devrait participer à l'amélioration de notre cadre de vie et de travail. L'usine ne deviendra jamais virtuelle.

Finalement, l'utilisation de la simulation numérique des procédés par les méthodes présentées dans ce mémoire sont aujourd'hui parvenues à maturité pour l'évaluation des contraintes résiduelles et des déformations, comme l'illustrent les applications évoquées. Toutefois, la caractérisation des matériaux ou la définition des conditions aux limites et chargements demeurent dépendantes de certaines hypothèses. Si dans le cadre de méthodes simplifiées, dédiées au dimensionnement, ces dernières sont acceptables alors qu'elles permettent d'obtenir des résultats conservatifs, il demeure des cas où des affinements sont nécessaires. La modélisation multi-physique permet d'envisager de nouvelles perspectives d'amélioration des modèles : couplages thermo-hydraulique et mécanique ou électromagnétique et mécanique... D'autre part, la compréhension des phénomènes impliqués lors des procédés de fabrication à l'échelle du grain de matière par des moyens expérimentaux ou numériques ouvre accès à la modélisation des phénomènes prépondérants conduisant à des modifications de propriétés macroscopiques. Les résultats de tels modèles peuvent alors être intégrés comme données d'entrée des modèles macroscopiques pour représenter l'hétérogénéité induite par un phénomène local : modification de la microstructure, effet d'un traitement de surface, oxydation... A l'inverse, les calculs réalisés aux petites échelles peuvent bénéficier de l'estimation des grandeurs macroscopiques par les approches phénoménologiques en réalisant un zoom structurel sur l'élément présentant l'hétérogénéité. Pour exploiter plus facilement ces approches, des méthodes de transfert d'échelle compatibles devront être développées afin de passer du niveau du matériau à celui de la structure et vice-versa.

Une plate-forme numérique multi-physique, alimentée par des bases de données exhaustives définissant le comportement des matériaux sur une large gamme de températures et pour différents types de sollicitations, permet d'envisager de multiples possibilités de modélisation, même au-delà du domaine d'application pour lequel elle aurait été initialement conçue. A titre d'exemple, le procédé de grenailage est utilisé pour mettre en compression la surface des pièces traitées mais une autre de ses applications concerne la mise en forme des tôles minces. Si les procédés diffèrent, les modèles à mettre en œuvre sont identiques.

*Références*

**V - BIBLIOGRAPHIE**

---

[AAI 97] **Welding Aluminium – Theory and Practice**, The Aluminium Association Incorporated, Third Edition, ISBN 89-080539, 1997, chapter 12.4.

[ABOUAF 85] M. ABOUAF, **Modélisation de la compaction de poudres métalliques frittées – Approches par la mécanique des milieux continus**, Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 1985.

[ALBERG 03] H. ALBERG and D. BERGLUND, **Comparison of plastic, viscoplastic and creep models in modeling welding and stress relief heat treatment**, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Vol. 192, 2003, pages 5189-5208.

[ARMSTRONG 66] P.J. ARMSTRONG and C.O. FREDERICK, **A mathematical representation of the multiaxial Baushinger effect**, Technical Report, RD/B/N 731, Berkeley Nuclear Laboratories, 1966.

[AUBURTIN 04] P. AUBURTIN, N. MORIN and C. PILLE, **Mechanical effects of water quenching on aluminum automotive parts**, Journal de Physique IV, Vol. 120, 2004, pages 761-768.

[ASSERIN 06] O. ASSERIN, A. COLOMBEL and I. ZAVALA, **Influence of the age hardening effect on the distortions in AA6061 welded structure - Application to the assembly of an experimental nuclear reactor**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, edited by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia, E. Kozeschnik, ISBN 978-3-902465-69-6, 2007, pages 627-646.

[AVRAMI 41] M. AVRAMI, **Kinetics of phase change. I - General theory. II - Transformation-time relations for random distribution of nuclei. III - Granulation, phase change and microstructure**, Journal of Chemical Physics, Vol. 7, 1939, pages 1103-1112, Vol. 8, 1940, pages 212-224, Vol. 9, 1941, pages 177-184.

[BAÏLON 00] J.P. BAÏLON et J.M. DORLOT, **Des Matériaux**, Editeur Presses Internationales Polytechnique, Troisième édition, ISBN 2-553-00770-1, 2000.

[BERGHEAU 91] J.M. BERGHEAU, D. PONT and J.B. LEBLOND, **Three-dimensional simulation of a laser surface treatment through steady state computation in the heat source commoving frame**, Mechanical Effects of Welding, IUTAM Symposium, Lulea, Sweden, 1991, pages 85-92.

[BERGHEAU 00] J.M. BERGHEAU, V. ROBIN and F. BOITOUT, **Finite Element Simulation of Processes Involving Moving Heat Sources – Application to Welding and Surface Treatment**, First International Conference on Thermal Process Modelling and Computer Simulation proceedings, Journal of Shanghai Jiaotong University, Vol. 5(1), March 2000, pages 114-122.

[BERGHEAU 00B] J.M. BERGHEAU and PH. CONRAUX, **FEM-BEM coupling for the modelling of induction heating processes including moving parts**, First International Conference on Thermal Process Modelling and Computer Simulation proceedings, Journal of Shanghai Jiaotong University, Vol. 5 (1), March 2000, pages 91-99.

[BERGHEAU 05] J.M. BERGHEAU et R. FORTUNIER, **Simulation numérique des transferts thermiques par éléments finis**, ISBN 2-7462-0976-4, Hermès-Lavoisier, 2005.

[BEREMIN 80] F. M. BEREMIN, **Calculs élastoplastiques par la méthode des éléments finis d'éprouvettes axisymétriques entaillées circulairement et Influence de la triaxialité sur la rupture par déchirement ductile et la rupture fragile par clivage d'un acier doux**, Journal de Mécanique Appliquée, Vol. 4(3), 1980, pages 307-342.

[**BHANDARI 01**] S. BHANDARI, G. MOTTET and V. ROBIN, **Evaluation of the crack behavior in a bimetallic weld**, 16<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology proceedings, SMiRT 16<sup>th</sup> Division G: "Fracture Mechanics and Weld Analysis", Washington, USA, August 2001.

[**BIRO 89**] O. BIRO and K. PREIS, **On the use of the magnetic vector potential in the finite element analysis of the three-dimensional eddy current**, IEEE Transactions On Magnetic, Vol. 25(4), July 1989, pages 3145–3159.

[**BISHOP 45**] R.F. BISHOP, R. HILL and N.F. MOTT, The Proceedings of the Physical Society, Vol. 57, Part 3, 1945, pages 147-159.

[**BLONDEAU 75**] R. BLONDEAU, P. MAYNIER, J. DOLLET and B. VIEILLARD-BARON, **Prévision de la dureté, de la résistance et de la limite d'élasticité des aciers au carbone et faiblement alliés d'après leur composition et leur traitement thermique**, Mémoires Scientifiques, Revue Métallurgie, Novembre 1975, pages 759–769.

[**BRIDGMAN 64**] P. W. BRIDGMAN, **Studies in large plastic flow and fracture**, Harvard University Press, Cambridge, USA, 1964.

[**BROCHARD 09**] M. BROCHARD, **Modèle couplé cathode-plasma-pièce en vue de la simulation du procédé de soudage à l'arc TIG**, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique Universitaire de Marseille, 2009.

[**BROSSE 07**] A. BROSSE, F. VALIORGUE, H. HAMDJ, J. RECH et J-M. BERGHEAU, **Une nouvelle approche des conséquences thermomécaniques induites par les procédés d'usinage : application à la rectification et au tournage**, Actes du 18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, CD-Rom, Grenoble, Août 2007.

[**BRUNET 95**] P. BRUNET, A. MEY, P. ARCHAMBAULT, S. DENIS et F. MOREAUX, **Caractérisation des transformations de phases des aciers en cycle thermique rapide**, Revue Française des Métallurgistes, Janvier 1995, pages 39-42.

[**CAI 03**] Z. CAI, H. ZHAO and A. LU, **Efficient finite element approach for modeling of actual welded structures**, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 8(3), 2003, pages 195-204.

[**CAVALLO 98**] N. CAVALLO, **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.

[**CAVIN 06**] P. CAVIN, **Méthode éléments finis avec raffinement spatial et temporel adaptatif et automatique : « STAR-Method » (Space Time Automatic refinement)**, Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale des Sciences de l'Ingénieur de Lyon, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2006.

[**CLARKE 98**] J.A. CLARKE, **Columnar-to-equiaxed grain transition in gas tungsten arc welds in aluminum-copper alloys**, PhD Thesis, University of Waterloo, Ontario, Canada, 1998.

[**CONSTANTINI 96**] M. CONSTANTINI, **Simulation numérique du soudage par faisceau d'électrons. Contribution au développement d'un modèle prédictif de l'apport d'énergie**, Thèse de Doctorat, Université de Paris VI, Paris, 1996.

[DANG VAN 89] K. DANG VAN, B. GRIVEAU and O. MESSAGE, **On a new multiaxial fatigue criterion: theory and application**, Biaxial and Multiaxial Fatigue, edited by M.W. Brown and K.J. Miller, London, Mechanical Engineering Publications, 1989, pages 479-496.

[DAVID 03] S.A. DAVID, S.S. BABU and J.M. VITEK, **Welding: solidification and microstructure**, Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 55(6), 2003, pages 14-20.

[DEBROY 95] T. DEBROY and S.A. DAVID, **Physical process in fusion welding**, Reviews of Moderns Physics, Vol. 67(1), 1995.

[DENIS 85] S. DENIS, E. GAUTIER, A. SIMON and G. BECK, **Stress-phase-transformation interaction, basic principles, modelling and calculation of internal stresses**, Material Science and Technology, Vol. 1(10), 1985, pages 805-814.

[DENIS 87] S. DENIS, E. GAUTIER, A. SIMON and S. SJÖSTRÖM, **Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling**, Acta Metallurgica, Vol. 35(7), 1987, pages 1621-1632.

[DEPRADEUX 04] L. DEPRADEUX, **Simulation numérique du soudage - acier 316L**, Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale des Sciences de l'Ingénieur de Lyon, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2004.

[DESLAEF 00] D. DESLAEF, **Modélisation numérique du grenailage de précontrainte : approche tridimensionnelle dynamique**, Thèse de Doctorat, Université Technologique de Troyes, 2000.

[DEVAUX 98] J. DEVAUX, **Comportement plastique des aciers en cours de transformations de phases – Etude des lois de mélange et de la plasticité de transformation**, Rapport interne Systus International – ESI Group n°LDGW98-235, Avril 1998, 29 pages.

[DEVAUX 00] J. DEVAUX, G. MOTTET, J.M. BERGHEAU, S. BHANDARI and C. FAIDY, **Evaluation of the integrity of PWR bi-metallic welds**, ASME Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 122(3), 2000, pages 368-373.

[DGE 05] L. BERREUR, B. BELLOT, B. RIVOLLET et R. LILAMAND, **Les voies de l'innovation pour les métiers de la métallurgie**, Etude stratégique réalisée pour le compte de la Direction Générale des Entreprises du Ministère français de l'économie, des finances et de l'industrie, Juin 2005.

[DOUCE 08] J.F. DOUCE, **Modélisation du procédé de trempe sous gaz haute pression des aciers de cémentation et de trempe**, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Nancy, 2008.

[DREZET 04] J.M. DREZET, S. PELLERIN, C. BEZENCON and S. MOKADEM, **Modelling the Marangoni convection in laser heat treatment**, Journal de Physique IV, Vol. 120, 2004, pages 299-306.

[DU 05] Q. DU and A. JACOT, **A two-dimensional microsegregation model for the description of microstructure formation during solidification in multi-component alloys: Formulation and behavior of the model**, Acta Materialia, Vol. 53, 2005, pages 3479-3493.

[DUAN 07] Y. DUAN, **Modélisation numérique des distorsions résiduelles de soudage des structures minces**, Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale de Saint-Etienne, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2007.

[DURANTON 04] P. DURANTON, J. DEVAUX, V. ROBIN, P. GILLES and J.M. BERGHEAU, **3D modelling of multipass welding of a 316L stainless steel pipe**, Journal of Material Processing Technology, Vol. 153-154, 2004, pages 457-463.

[DUPUY 98] T. DUPUY, **La dégradation des électrodes lors du soudage par points de tôles zinguées**, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998.

[EL-AHMAR 07] W. EL-AHMAR, **Robustesse de la simulation numérique du soudage TIG de structures 3D en acier 316L**, Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale des Sciences de l'Ingénieur de Lyon, Institut National Supérieur des Sciences Appliquées de Lyon, 2007.

[ELCOATE 04] C.D. ELCOATE, R.J. DENNISON P.J. BOUCHARD and M.C. SMITH, **3-Dimensional repair weld simulations – Bead sequencing studies**, ASME PVP Volume 479, "Residual Stress, Fracture, and Stress Corrosion Cracking", July 2004, pages 9-17.

[ENAKOUTSA 07] K. ENAKOUTSA, J.B. LEBLOND and G. PERRIN, **Numerical implementation and assessment of a phenomenological nonlocal model of ductile rupture**, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Vol. 196, 2007, pages 1946-1957.

[ERDOGAN 63] F. ERDOGAN and G.C. SIH, **On the crack extension in plates under tension loading and transverse shear**, Journal of Basic Engineering, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, 1963, pages 519-527.

[FAURE 04] F. FAURE, **Nouvelles méthodes pour la simulation numérique du soudage des structures élancées**, Thèse de Doctorat, Université Paris VI, 2004.

[FERNANDES 85] F.M.B. FERNANDES, S. DENIS and A. SIMON, **Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels effect of austenite grain size**, Materials Science and Technology, 1985.

[FEULVARCH 04] E. FEULVARCH, V. ROBIN and J.M. BERGHEAU, **Resistance spot welding simulation – A general finite element formulation of electrothermal contact conditions**, Journal of Material Processing Technology, Vol. 153-154, 2004, pages 436-441.

[FEULVARCH 06] E. FEULVARCH, P. ROGEON, P. CARRE, V. ROBIN, G. SIBILIA and J.M. BERGHEAU, **Resistance spot welding process – Experimental and numerical modelling of the weld growth mechanism with consideration of contact conditions**, Numerical Heat Transfer Part A, Vol. 49(4), 2006, pages 345-367.

[FEULVARCH 06B] E. FEULVARCH, V. ROBIN, F. BOITOUT and J.M. BERGHEAU, **3D modelling of thermofluid flow in friction stir welding including metallurgical and mechanical consequences**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, edited by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia, E. Kozeschnik, ISBN 978-3-902465-69-6, 2007, pages 711-724.

[FEULVARCH 07] E. FEULVARCH, M. BARGE, V. ROBIN and J.M. BERGHEAU, **Une approche implicite pour la modélisation des transferts de chaleur couplés à de forts effets de chaleur latente**, Actes du 8ème colloque national en calcul des structures, Mai 2007, Giens, France, Tome 2, pages 417-423.

[FORTUNIER 95] R. FORTUNIER, J.B. LEBLOND and D. PONT, **Recent advances in the numerical simulation of simultaneous diffusion and precipitation of chemical elements in steels**, Phase transformation during the thermal/mechanical processing of steel, edited by E.B. Hawbolt and S. Yue, Institut Canadien des Mines, de la Métallurgie et du Pétrole, 1995, pages 357-371.

[FORTUNIER 00] R. FORTUNIER, J.B. LEBLOND and J.M. BERGHEAU, **A numerical model for multiple phase transformations in steels during thermal processes and Computer simulation of thermochemical treatment: modelling diffusion and precipitation in metals**, First International Conference on Thermal Process Modelling and Computer Simulation proceedings, Journal of Shanghai Jiaotong University, Vol. 5(1), March 2000, pages 213-220 and 303-309.

[FRIEDEL 64] J. FRIEDEL, **Dislocations**, Pergamon Press, London, 1964.

[GABRIEL 06] F. GABRIEL, D. AYRAULT, A. FONTES, J.L. ROATTA and M. RAYNAUD, **Global method for estimation of heat source parameters dedicated to narrow gap GTA welding**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, edited by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia, E. Kozeschnik, ISBN 978-3-902465-69-6, 2007, pages 891-906.

[GALLEE 04] S. GALLEE, P.Y. MANACH, S. THUILLIER, P. PILVIN and G. LOVATO, **Identification de modèles de comportement pour l'emboutissage d'aciers inoxydables**, Matériaux et Techniques, Vol. 92, n°3-4, 2004, pages 3-12.

[GALLEE 05] S. GALLEE, **Caractérisation expérimentale et simulation numérique des procédés d'emboutissage profond : application aux aciers inoxydables austénitiques**, Thèse de Doctorat, Université de Bretagne sud, Laboratoire Génie Mécanique et Matériaux, 2005.

[GALLEE 08] S. GALLEE, A. MARTIN, V. ROBIN and D. NELIAS, **Influence of forming residual stresses on the welding distortions of two thick plates**, Proceedings of the International Conference on Advances on Materials and Processing Technologies, AMPT, Kingdom of Bahrain, to be published, 2008.

[GANDIN 94] C.A. GANDIN, **Modélisation stochastique de la solidification : formation de structures de grains dendritiques**, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1994.

[GARCIA 04] M. L. GARCIA ARANDA, **Etude thermo-mécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500**, Thèse de Doctorat, Sofia-Antipolis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.

[GAUTHIER 88] E. GAUTHIER, X.M. ZHANG and A. SIMON, **Role of internal stresses on transformation induced plasticity and transformation mechanisms during the progress of stress induced phase transformation**, Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International Conference on Residual Stresses, ICRS2, Nancy, France, 1988.

[GAUTHIER 94] E. GAUTHIER, S. DENIS, C. LIEBAUT and S. SJÖSTRÖM, **Mechanical behavior of Fe-C alloy during phase transformations**, Journal de Physique IV, Vol. 4, 1994, pages 279-284.

[GILLES 93] P. GILLES, P. MOURGUE and M. ROCHETTE, **Précision du calcul de la force d'extension de fissure G : Effet du maillage et avantages de la méthode G- $\theta$** , Actes du colloque national en calcul des structures, Vol. 7, 1993, pages 639-670.

- [GILLES 04] P. GILLES, J. DEVAUX and M.F. CIPIERE, **ADIMEW Project: Ductile tearing prediction of a cracked 16" dissimilar metal weld junction**, ASME PVP Volume 475, San Diego, USA, July 2004, pages 37-54.
- [GILLES 06] P. GILLES, N. NOUET and J. DEVAUX, **Residual stress numerical simulation of two dissimilar metal weld junctions**, Proceedings of ECF16 – Failure Analysis of Nano and Engineering Materials and Structures, Alexandroupolis, Greece, 2006.
- [GILLES 06B] P. GILLES, V. ROBIN and J. DEVAUX, **Ductile tearing behaviour near a bimetallic interface**, Proceedings of the 9<sup>th</sup> European Mechanics of Materials Conference, Local approach to fracture, Moret sur Loing, France, 2006.
- [GILLES 08] P. GILLES et J. DEVAUX, **La validation de la simulation numérique du soudage à AREVA : le cas des liaisons bimétalliques**, Actes du 6<sup>ème</sup> séminaire annuel de la commission SNS de l'AFM, Paris, 2008, pages 8-9.
- [GILLES 09] P. GILLES, S. MARIE et P. OULD, **Détermination de courbes de résistance à la déchirure dans les joints soudés**, Actes du 9<sup>ème</sup> colloque national en calcul des structures, Giens, France, Mai 2009, Tome 1, pages 247-252.
- [GODARD 99] D. GODARD, P. ARCHAMBAULT, S. DENIS, E. GAUTHIER and F. HEYMES, **Modelling of heat treatment residual stresses - Application to high strength aluminum alloys including precipitation effects**, Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Seminar on Heat Treatment and Surface Engineering of Light Alloys, edited by J. Lendvai and T. Reti, Hungarian Scientific Society of Mechanical Engineering, 1999, pages 249-258.
- [GOLDAK 84] J. A. GOLDAK, A. CHAKRAVARTI and J. BIBBY, **A new finite element model for welding heat sources**, Metallurgical Transactions, Vol. 15B, 1984, pages 299-305.
- [GOLOGANU 94] M. GOLOGANU, J.B. LEBLOND and J. DEVAUX, **Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids – Case of axisymmetric oblate ellipsoidal cavities**, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 116, 1994, pages 290-297.
- [GREENWOOD 65] G.W. GREENWOOD and R.H. JOHNSON, **The deformation of metals under small stresses during phase transformation**, Proceedings of the Royal Society of Sciences, Vol. 283 A, 1965, pages 403-422.
- [GRONG 94] O. GRONG, **Process modeling applied to aged hardening aluminium alloys**, TALAT Training in Aluminium Application Technologies, Lecture 1601, European Aluminium Association, 1994.
- [GRONG 97] O. GRONG, **Metallurgical modeling of welding**, ISBN 1-86125-036-3, The Institute of Material, London, 1997.
- [Guo 04] J. GUO, P. LEMASSON, E. ARTIOUKHINE, P. ROGEON, D. CARRON, M. CARIN, M. DUMONS and J. COSTA, **Estimation of a heat source by using the measured temperatures and micrographic informations; application to an electron beam welding process**, Journal de Physique IV, Vol. 120, 2004, pages 279-290.

- [GURSON 77] A. GURSON, **Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth, Part 1: Yield criteria and flow rules for porous ductile media**, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 99, 1977, pages 2-15.
- [HAMIDE 08] M. HAMIDE, **Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers**, Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2008.
- [HEIPLE 82] C.R. HEIPLE and J.R. ROPER, **Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry**, Welding Journal, Vol. 61(4), 1982, pages 97-102.
- [HEIPLE 83] C.R. HEIPLE, J.R. ROPER, R.T. STAGNER and R.J. ADEN, **Surface active element effect on the shape of GTA, laser, and electron beam welds**, Welding Journal, Vol. 62(3), 1983, pages 72-77.
- [HILL 50] R. HILL, **The Mathematical Theory of Plasticity**, ISBN 0-19-856162-8, Clarendon Press, Oxford, England, 1950, page 106.
- [HUIN 05] D. HUIN, P. FLAUDER and J.B. LEBLOND, **Numerical simulation of internal oxidation of steels during annealing treatments**, Oxidation of metals, Vol. 64(1-2), 2005, pages 131-167.
- [INOUE 85] T. INOUE and Z. WANG, **Coupling between stress, temperature and metallic structures during processes involving phase transformations**, Material Science and Technology, Vol. 1(10), 1985, pages 845-850.
- [IRSID 74] **Atlas des Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Française**, IRSID, Institut de recherche sidérurgique, 1974.
- [IRWIN 57] G.R. IRWIN, **Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate**, Journal of Applied Mechanics Transactions, Vol. 24, 1957, pages 361-364.
- [JEON 93] K.L. JEON, **Rupture en mode mixte de l'acier inoxydable 316L**, Thèse de Doctorat, CEA-R-5646, 1993.
- [JOHNSON 83] G. R. JOHNSON and W. H. COOK, **A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperature**, Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Symposium on Ballistic, 1983, pages 541-547.
- [KARLSSON 91] L. KARLSSON and L. E. LINDGREN, **Combined heat and stress-strain calculations**, Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V, pages 187-202, 1991.
- [KERMOUCHE 05] G. KERMOUCHE, P. GILLES, J.L. LOUBET et J.M. BERGHEAU, **Une solution approchée du problème de l'indentation sphérique de matériaux élastoplastiques**, Actes du 17<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, CD-Rom, Troyes, France, Septembre 2005.
- [KERMOUCHE 07] G. KERMOUCHE, A.L. KAISER, P. GILLES and J.M. BERGHEAU, **Combined numerical and experimental approach of the impact-sliding wear of a stainless steel in a nuclear reactor**, Wear, Vol. 263(7-12), 2007, pages 1551-1555
- [KERR 92] H.W. KERR. **Solidification and grains structures in welds**, Trends in Welding Research, S.A. David and J.M. Vitek, Editors, ASM International, 1992, pages 157-166.

- [KIRK 93] D. KIRK and M.Y. ABYANEH, **Theoretical basis of shot peening coverage control**, Proceedings of the 5<sup>th</sup> International Conference on Shot Peening (ICSP-5), Oxford, UK, 1993, pages 9-14.
- [KOFFI 07] S. KOFFI, V. ROBIN et E. FEULVARCH, **Simulation numérique de l'emboutissage à chaud des aciers trempables**, Actes du 8<sup>ème</sup> colloque national en calcul des structures, Giens, France, Mai 2007, Tome 1, pages 175-180.
- [KOISTINEN 59] D.P. KOISTINEN and R.E. MARBÜRGER, **A general equation prescribing extend of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels**, Acta Metallurgica, Vol. 7, 1959, pages 59-60.
- [KURZ 86] W. KURZ, B. GIOVANOLA and R. TRIVEDI, **Theory of microstructural development during rapid solidification**, Acta Metallurgica, Vol. 34, 1986, pages 823-830.
- [LEBLOND 84] J.B. LEBLOND, **Etude théorique et numérique de la diffusion de l'hydrogène dans les aciers**, Thèse de Doctorat, Université Pierre et Marie Curie Paris VI, 1984.
- [LEBLOND 84B] J.B. LEBLOND and J.C. DEVAUX, **A new kinetic model for anisothermal transformation metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size**, Acta Metallurgica, Vol. 32(1), 1984, pages 137-146.
- [LEBLOND 86] J.B. LEBLOND, G. MOTTET and J.C. DEVAUX, **A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations – I: Derivaton of general relations, II: Study of classical plasticity for ideal-plastic phases**, Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 34, 1986, pages 395-432.
- [LEBLOND 88] J.B. LEBLOND, J. DEVAUX and J.C. DEVAUX, **Simulation numérique de l'essai d'implant**, Soudage et techniques connexes, Juillet-Août 1988, pages 312-324.
- [LEBLOND 89] J.B. LEBLOND, J. DEVAUX and J.C. DEVAUX, **Mathematical modelling of transformation plasticity in steels, I: Case of ideal-plastic phases, II: Coupling with strain-hardening phenomena**, International Journal of Plasticity, Vol. 5, 1989, pages 551-591.
- [LEBLOND 95] J.B. LEBLOND, G. PERRIN and J. DEVAUX, **An improved Gurson-type model for hardenable ductile metals**, European Journal of Mechanics A / Solids, 1995, Vol. 14(4), pages 499-527.
- [LEBLOND 97] J.B. LEBLOND, D. PONT, J. DEVAUX, D. BRU and J.M. BERGHEAU, **Metallurgical and mechanical consequences of phase transformations in numerical simulations of welding processes**, Modeling in Welding, Hot Powder Forming and Casting, edited by L. Karlsson, ISBN 0-87170-616-4, 1997, chapter 4, pages 61-89.
- [LEMAITRE 04] J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, **Mécanique des matériaux solides**, Editeur Dunod, Collection Sciences Sup, Deuxième édition, ISBN 2-10-048632-2, 2004.
- [LE MEUR 02] G. LE MEUR, **Etude de la condition de liaison thermique à une interface de contact solide-solide siège d'une dissipation par effet Joule : Application au soudage par points**, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique de l'Université de Nantes, 2002.

[LINDGREN 97] L.E. LINDGREN, H.A. HAGGBLAD, J.M.J. MCDILL and A.S. ODDY, **Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding**, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Vol. 147, 1997, pages 401-409.

[LINDGREN 01] L.E. LINDGREN, N. NASSTROM, L. KARLSSON, H. RUNNEMALM, E. HEDBLUM and S.J. HYUN, **Developpement in finite element techniques for facilitating the simulation of welding in industrial applications**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5, edited by Pr. H. Cerjak, Material Modelling Series edited by H.K.D.H. Bhadeshia, The Institute of Materials, London, ISBN 1861251157, 2001, pages 743-753.

[LINDGREN 01B] L.E. LINDGREN, **Finite element modeling and simulation of welding, Part 1: Increased complexity, Part 2: Improved material modelling**, Journal of Thermal Stresses, Vol. 24, 2001, pages 141-231.

[MAGEE 66] C.L. MAGEE, **Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe-31-Ni**, PhD Thesis, Canergie Mellon University, Pittsburgh, 1966.

[MANGIN 08] L. MANGIN, B. DUSSOUBS, S. DENIS and J.P. BELLOT, **Modelling and experimental study of the deformation of steel parts during heating**, Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 2008, pages 181-188.

[MARQUIS 89] D. MARQUIS, **Phénoménologie et thermodynamique : couplages entre thermoélasticité, plasticité, vieillissement et endommagement**, Thèse de Doctorat, Université Paris VI, 1989.

[MARTIN 09] A. MARTIN, P. GILLES, F. BOUYER and V. ROBIN, **Simulation and measurements of electron beam welding distortions for the ITER vacuum vessel**, submitted to PVP 2009, ASME Pressure Vessel and Piping Conference, Prague, Czech Republic, 2009.

[MCDILL 87] J.M. MCDILL, J.A. GOLDAK, A.S. ODDY and M.J. BIBBY, **Isoparametric quadrilaterals and hexahedrons for mesh grading algorithms**, Communications Applied Numerical Methods, Vol. 3, 1987, pages 155-163.

[MEY 97] A. MEY, **Prévision par calcul des cinétiques de transformation de phases et des contraintes internes lors du traitement thermique d'aciers cémentés**, Thèse de Doctorat, INPL, Nancy, 1997.

[MIC 05] **Shot Peening Applications**, Metal Improvement Company, Ninth Edition, [www.metalimprovement.com](http://www.metalimprovement.com), 2005.

[MONK 03] P. MONK, **Finite Element Methods for Maxwell's Equations**, Clarendon Press (Eds), Oxford Science publications, 2003.

[MYHR 91] O.R. MYHR and O. GRONG, **Process modeling applied to 6082-T6 aluminium weldments, I: Reaction kinetics, II: Application of the model**, Acta Metallurgica, Vol. 39, 1991, pages 2693-2708.

[NESC 06] NESC-III PROJECT, **Assessment of Dissimilar Weld Integrity**, Final Report of the NESC-III Project, EUR 22510 EN - DG JRC - Institute for Energy, ISBN 1018-5593, 2006.

- [PARIS 63] P. PARIS and F. ERGODAN, **A critical analysis of crack propagation laws**, Journal of Basic Engineering, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, 1963, pages 528-534.
- [PASCAL 03] R. PASCAL, **Modélisation du traitement thermique superficiel par induction**, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2003.
- [PETELET 07] M. PETELET, **Analyse de sensibilité globale de modèles thermomécaniques de simulation numérique du soudage**, Thèse de Doctorat, Université de Bourgogne, 2007.
- [PETIT 00] S. PETIT-GROSTABUSSIAT, **Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux**, Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale des Sciences de l'Ingénieur de Lyon, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2000.
- [PERRY 00] N. PERRY, **Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables**, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Nantes, 2000.
- [PECHINEY 97] **Demi-Produits Aluminium**, Pechiney Rhenalu, 1997.
- [PICKETT 07] A. PICKETT, M. FOUINNETEAU, S. GUDGEON, V. ROBIN and J. CHRISTLEIN, **Model characterisation and failure analysis of welded aluminium components including process history**, International Journal of Crashworthiness, Vol. 12(5), 2007, pages 449-463.
- [PILIPENKO 01] A. PILIPENKO, **Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding. Their mitigation techniques**. Norwegian University of Science and Technology (NTNU), July 2001.
- [PONT 94] D. PONT, J.M. BERGHEAU, M. ROCHETTE and R. FORTUNIER, **Identification of a kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels**, Inverse Problems in Engineering Mechanics, 1994, pages 151-156.
- [PSYK 05] V. PSYK, C. BEERWALD, M. KLEINER, M. BEERWALD and A. HENSELEK, **Use of electromagnetic forming in process combination for the production of automotive part**, Proceedings of the 2<sup>nd</sup> European Pulser Power Symposium, Hamburg, Germany, 2005, pages 117-127.
- [RADAJ 92] R. RADAJ, **Heat Effects of Welding**, Editions Springer-Verlag, 1992.
- [RAOELISON 08] R. RAOELISON, A. FUENTES, P. ROGEON, P. CARRE, V. ROBIN and F. DECHALOTTE, **Effect of coating on interfacial conditions in numerical simulation of resistance spot welding process**, Proceedings of the 5<sup>th</sup> European Thermal-Sciences Conference, Editors: G.G.M. Stoffels, T.H. van der Meer and A.A. van Steenhoven, ISBN 978-90-386-1274-4, Eindhoven, Netherlands, 2008.
- [RAPPAZ 98] M. RAPPAZ, M. BELLET and M. DEVILLE, **Modélisation numérique en science et génie des matériaux**, Publié par les Presses polytechniques et universitaires romandes, ISBN 2-88074-365-6, 1998.
- [RAPPAZ 99] M. RAPPAZ, J.M. DREZET and M. GREMAUD, **A new hot tearing criteria**, Metallurgical and materials transactions, Vol. 30A, 1999, pages 449-455.

- [RICE 69] J.R. RICE and D.M. TRACEY, **On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields**, Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 17, 1969, pages 201-217.
- [ROBIN 98] V. ROBIN, **Développement d'un outil de remaillage local pour la simulation du soudage – Travail de fin d'études**, Rapport interne Systus International – ESI Group n°LDGW98-253, Juin 1998, 39 pages.
- [ROBIN 02] V. ROBIN, J. DEVAUX, S. BHANDARI and J.M. BERGHEAU, **Modelling of Bimetallic Welds**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, edited by Pr. H. Cerjak, Maney Publishing, London, ISBN 1-902653-56-4, 2002, pages 769-791.
- [ROBIN 02B] V. ROBIN, A. SANCHEZ, T. DUPUY, J. SOIGNEUX and J.M. BERGHEAU, **Numerical Simulation of Spot Welding with Special Attention to Contact Conditions**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, edited by Pr. H. Cerjak, Maney Publishing, London, ISBN 1-902653-56-4, 2002, pages 997-1013.
- [ROBIN 05] V. ROBIN, G. BERNAUER, T. AKGUEN and T. HEUBRANDTNER, **Spotweld performance under high strain rate loading conditions**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7, edited by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia and E. Kozeschnik, Technische Universität of Graz, 2005, pages 419-434.
- [ROBIN 05B] V. ROBIN, T. PYTTEL, J. CHRISTLEIN and A. STRATING, **Fracture analyses of welded components**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7, edited by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia and E. Kozeschnik, Technische Universität of Graz, 2005, pages 519-535.
- [ROBIN 06] V. ROBIN, J. DEVAUX, P. GILLES and J.M. BERGHEAU, **A multipass welding modelling methodology for residual stress computation and evaluation of the integrity of bimetallic welds**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, edited by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia, E. Kozeschnik, ISBN 978-3-902465-69-6, 2007, pages 941-964.
- [ROBIN 06B] V. ROBIN, E. FEULVARCH, I. MASTER, X. FAN and D. DRY, **A local spotweld model to predict large assembly distortions**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8, edited by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia, E. Kozeschnik, ISBN 978-3-902465-69-6, 2007, pages 585-602.
- [ROBIN 08] V. ROBIN, E. FEULVARCH and J.M. BERGHEAU, **Modélisation tridimensionnelle du procédé de mise en forme électromagnétique**, Mécanique et Industries, Vol. 9(2), EDP Sciences (Eds.), March-April 2008, pages 133-138.
- [ROBIN 08B] V. ROBIN, J. DEVAUX and P. GILLES, **Numerical modelling of welding processes applied to thick components: residual stress and distortion prediction for the assessment of weld integrity**, Proceedings of the International Conference on Advances on Materials and Processing Technologies, AMPT, Kingdom of Bahrain, to be published, 2008.
- [ROBIN 09] V. ROBIN, S. COURTIN, P. GILLES and M. ZEMMOURI, **Numerical modelling of welding processes applied to thick components: residual stress and distortion prediction**, Accepted for oral presentation at the 9<sup>th</sup> International Seminar on Numerical Analysis of Weldability, 2009.
- [ROGEON 09] P. ROGEON, R. RAOELISON, P. CARRE and F. DECHALOTTE, **A microscopic approach to determine electrothermal contact conditions during resistance spot welding process**, Journal of Heat Transfer, Vol. 131(2), 2009, 11 pages.

- [ROSENTHAL 41] D. ROSENTHAL, **Mathematical theory of heat distribution during welding**, Welding Journal, Vol. 20, 1941, pages 220-234.
- [ROSSILLON 08] F. ROSSILLON, M. BOBADILLA, T. DUPUY, P. FISCHER, A. GALTIER, E. LUCAS et J.L. ROBERT, **Validation de la simulation numérique du soudage par points par la quantification des microstructures de solidification**, Actes du 6<sup>ème</sup> séminaire annuel de la commission SNS de l'AFM, Paris, 2008, pages 20-24.
- [SAINT-GERMAIN 06] B. SAINT-GERMAIN, **Etude expérimentale et numérique des distorsions de structures mécano-soudées**, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Paris, 2006.
- [SARRAZIN 95] E. SARRAZIN, **Modélisation du soudage d'alliages d'aluminium**, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique, 1995.
- [SATOH 72] K. SATOH, **Transient thermal stresses of weld heat-affected zone by both-ends fixed bar analogy and Thermal stresses developed in high-strength steels subjected to thermal cycles simulating weld heat-affected zone**, Transactions of Japan Welding Society, Vol. 3(1), 1972, pages 125-142.
- [SEGUNDO 05] J.M. SEGUNDO IMBERT BOYD, **Increased formability and effects of the tool/sheet interaction in electromagnetic forming of aluminum alloy sheet**, PhD Thesis, University of Waterloo, Ontario, Canada, 2005.
- [SHERCLIFF 90] H.R. SHERCLIFF and M.F. ASHBY, **A process model for age hardening of aluminium alloys, I: The model, II: Application of the model**, Acta Metallurgica, Vol. 38, 1990, pages 1789-1812.
- [SOULOUMIAC 02] B. SOULOUMIAC, F. BOITOUT and J.M. BERGHEAU, **A new local/global approach for the modeling of welded steel component distortions**, Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, edited by Pr. H. Cerjak, Maney Publishing, London, ISBN 1-902653-56-4, 2002, pages 573-590.
- [SRIKUNWONG 05] C. SRIKUNWONG, **Modélisation du procédé de soudage par points**, Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2005.
- [SYSTUS 09] SYSTUS® 2009, **Manuel de référence mécanique de la rupture**, [www.esi-group.com](http://www.esi-group.com).
- [TANAKA 03] M. TANAKA, H. TERASAKI, M. USHIO and J.J. LOWKE, **Numerical study of a free-burning argon arc**, Journal of Plasma Chemistry and Plasma Processing, Vol. 23(3), September 2003, pages 585-606.
- [TANGUY 01] B. TANGUY, **Modélisation de l'essai Charpy par l'approche locale de la rupture : Application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de transition**, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Paris, 2001.
- [THOMAS 91] W. M. THOMAS, E. D. NICHOLAS, J. C. NEEDHAM, M. G. MURCH, P. TEMPLE-SMITH and C. J. DAWES, **Friction Stir Butt Welding**, International Patent Application Nr. PCT/GB92/02203 and Great Britain Patent Application Nr. 9125978.8, 1991.
- [THOMAS 93] W. M. THOMAS, E. D. NICHOLAS, J. C. NEEDHAM, M. G. MURCH, P. TEMPLE-SMITH and J. C. DAWES, **Improvements Relating to Friction Welding**, International Patent Classifications B23K 20/12, B29C, 65/06, 1993.

- [TILL 02] M. TILL, O. MARIN, O. LOUEDIN and B. LABEGORRE, **Numerical simulation of industrial processes coupling combustion chamber and load calculations**, Congrès sur la modélisation du rayonnement et la simulation numérique des fours, Paris, 2002, pages C1-C27.
- [ TSAI 90] M.C. TSAI and S. KOU, **Heat transfer and fluid flow in welding arcs produced by sharpened and flat electrodes**, International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 32(10), 1990, pages 2089-2098.
- [TVERGAARD 84] V. TVERGAARD and A. NEEDLEMAN, **Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar**, Acta Metallurgica, Vol. 32, 1984, pages 157-169.
- [VEAUX 03] M. VEAUX, **Etude expérimentale et prévisions par le calcul des cinétiques de transformations de phases, des contraintes résiduelles et des déformations lors de la transformation bainitique**, Thèse de Doctorat, INPL, Nancy, 2003.
- [VIDEAU 94] J.C. VIDEAU, G. CAILLETAUD and A. PINEAU, **Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul des structures**, Journal de Physique IV, Colloque C3, supplément au Journal de Physique III, Vol. 4, 1994, pages 227-232.
- [VINCENT 02] Y. VINCENT, **Simulation numérique des conséquences métallurgiques et mécaniques induites par une opération de soudage**, Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale des Sciences de l'Ingénieur de Lyon, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002.
- [VINCENT 03] Y. VINCENT, J.M. BERGHEAU and J.M. LEBLOND, **Viscoplastic behaviour of steels during phase transformations**, Compte Rendus Mécanique, Vol. 331(9), 2003, pages 587-594.
- [WANG 06] Y. WANG, B. APPOLAIRE, S. DENIS, P. ARCHAMBAULT and B. DUSSOUBS, **Study and modeling of microstructural evolutions and thermomechanical behavior during the tempering of steel**, International Journal of microstructure and materials properties, Vol. 1(2), 2006, pages 197-207.
- [WAECKEL 94] F. WAECKEL, **Une loi de comportement thermométallurgique des aciers pour le calcul mécanique des structures**, Thèse de Doctorat, ENSAM, 1994.
- [WILKINS 99] M.L. WILKINS, **Computer simulation of dynamic phenomena**, Springer publication, ISBN 978-3-540630-70-8, 1999.
- [WU 07] T. WU, **Experiment and numerical simulation of welding induced damage**, Ecole Doctorale des Sciences de l'Ingénieur de Lyon, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2007.
- [YOUTSOS 00] A.G. YOUTSOS, V. ROBIN and S. BHANDARI, **Residual Stress Evaluation in a Reactor Pressure Vessel Bimetallic Weld For Evaluating the Crack Behaviour**, ASME PVP Volume 404, "Fatigue, Fracture and Damage Analysis", Seattle, USA, July 2000, pages 173-184.
- [ZACHARIA 89] T. ZACHARIA, S.A. DAVID, J.M. VITEK, and T. DEBROY, **Weld pool development during GTA and laser beam welding of Type 304 stainless steel, part I – theoretical analysis**, Welding Journal, Vol. 68(12), 1989, pages 499-509.
- [ZIENKIEWICZ 77] O.C. ZIENKIEWICK, **The finite element method**, Mc Graw Hill, 3<sup>rd</sup> edition, 1977.

*Annexe 1*

**VI - MODELISATION DES PHENOMENES  
ELECTROMAGNETIQUES PAR LA METHODE DES  
ELEMENTS FINIS**

---

## 1. INTRODUCTION

Les phénomènes électromagnétiques tels que l'induction sont couramment exploités dans l'industrie lors de la mise en œuvre de certains procédés tels que les traitements thermiques (précédés d'un chauffage par induction), le brasage ou encore la mise en forme par impulsion électromagnétique. Le choix d'un procédé de chauffage par induction est souvent guidé par la reproductibilité garantie par le système puisque, à la différence d'un chauffage dans un four ou au chalumeau, il est plus facile de piloter la profondeur du traitement ou la température de la brasure en jouant sur les paramètres directs de l'appareillage que sont la puissance et la fréquence du courant. Cependant ce procédé est limité à des applications pour lesquelles la géométrie des pièces demeure assez simple car dans le cas contraire la conception des inducteurs peut se révéler très délicate.

Le phénomène d'induction électromagnétique, qui se manifeste par la création d'une différence de potentiel dans le cas d'un circuit électrique ou d'un courant s'il s'agit d'un circuit fermé, se réalise dans deux cas :

- lorsque le circuit est en mouvement dans un champ magnétique uniforme,
- lorsque le circuit étant fixe, l'intensité du champ magnétique varie dans le temps.

Les procédés que nous étudions se situent dans le second cas de figure. Le circuit fermé est constitué de la pièce soumise au champ électromagnétique. Le courant induit est produit par la variation d'intensité du flux d'induction magnétique  $\phi$  qui, lorsqu'il traverse une surface  $dS$ , vaut  $d\phi = \vec{B} \cdot d\vec{S}$  où  $B$  est le vecteur induction magnétique. La force électromotrice  $e$  induite dans ce circuit est liée au flux magnétique traversant ce dernier suivant la loi d'induction électromagnétique  $e = -\frac{\partial\phi}{\partial t}$ . Cette loi montre que la force

électromotrice induite est égale à la vitesse de variation du flux, le signe - indiquant que le sens du courant induit est tel que le flux créé dans le circuit parcouru tend à s'opposer à la variation de flux qui lui a donné naissance (loi de Lenz). Le courant induit ou courant de Foucault circulant dans un matériau résistif provoque une dissipation de chaleur sous forme d'effet Joule. Dans une opération de chauffage par induction, l'élévation de température dans la pièce varie plus ou moins rapidement, en fonction de l'amplitude du courant exciteur et, par conséquent, des courants induits. L'élévation de température se produit aussi, plus ou moins localement en périphérie de la pièce, suivant la fréquence du courant source : c'est l'effet de peau. L'autre effet recherché, pour la mise en forme notamment, est l'exploitation des forces de Laplace. En effet, dans un espace où se propage un champ électromagnétique et circulent des courants électriques, les charges en mouvement sont soumises à des forces électriques  $F_e = qE$ ,  $q$  étant la charge électrique et  $E$  le champ électrique et à des forces magnétiques ou forces de Lorentz  $F_m = qv \wedge B$ ,  $v$  étant la vitesse de la particule chargée. A l'échelle microscopique, la force de Lorentz ne travaille pas puisqu'elle est perpendiculaire au déplacement de la particule. En revanche, à l'échelle du conducteur, la résultante des forces magnétiques est appelée force de Laplace et vaut sur une portion de conducteur  $dl$  :  $dF = Idl \wedge B$ ,  $I$  étant le courant qui le traverse. Les forces de Laplace peuvent conduire au déplacement du conducteur (cas des moteurs électriques) ou à la déformation du conducteur (cas de la mise en forme électromagnétique).

Les phénomènes électromagnétiques sont gouvernés par les quatre équations de Maxwell qui sont :

- l'équation de Maxwell-Ampère,

$$\text{rot}(H) = J + \frac{\partial D}{\partial t} \quad (1)$$

- l'équation de Maxwell-Faraday, basée sur la loi d'induction évoquée plus haut,

$$\text{rot}(E) = -\frac{\partial B}{\partial t} \quad (2)$$

- la conservation du flux magnétique ou loi de Biot et Savart,

$$\text{div}(B) = 0 \quad (3)$$

- l'équation de Maxwell-Gauss,

$$\text{div}(D) = \rho \quad (4)$$

et les lois constitutives des matériaux telles que :

- la loi d'Ohm qui relie la densité de courant électrique  $J$  et le champ électrique  $E$  et dans laquelle  $\sigma$  est la conductivité électrique qui peut être un tenseur dans les milieux anisotropes et dépendre de la température  $\theta$  et du module du champ électrique.

$$J = \sigma(\|E\|, \theta)E \quad (5)$$

- la loi d'aimantation qui relie le champ magnétique  $H$  et l'induction magnétique  $B$  où  $\mu_o = 4\pi 10^{-7} \text{ H/m}$  représente la perméabilité magnétique du vide et  $M$  le vecteur aimantation.

$$B = \mu_o H + M \quad (6)$$

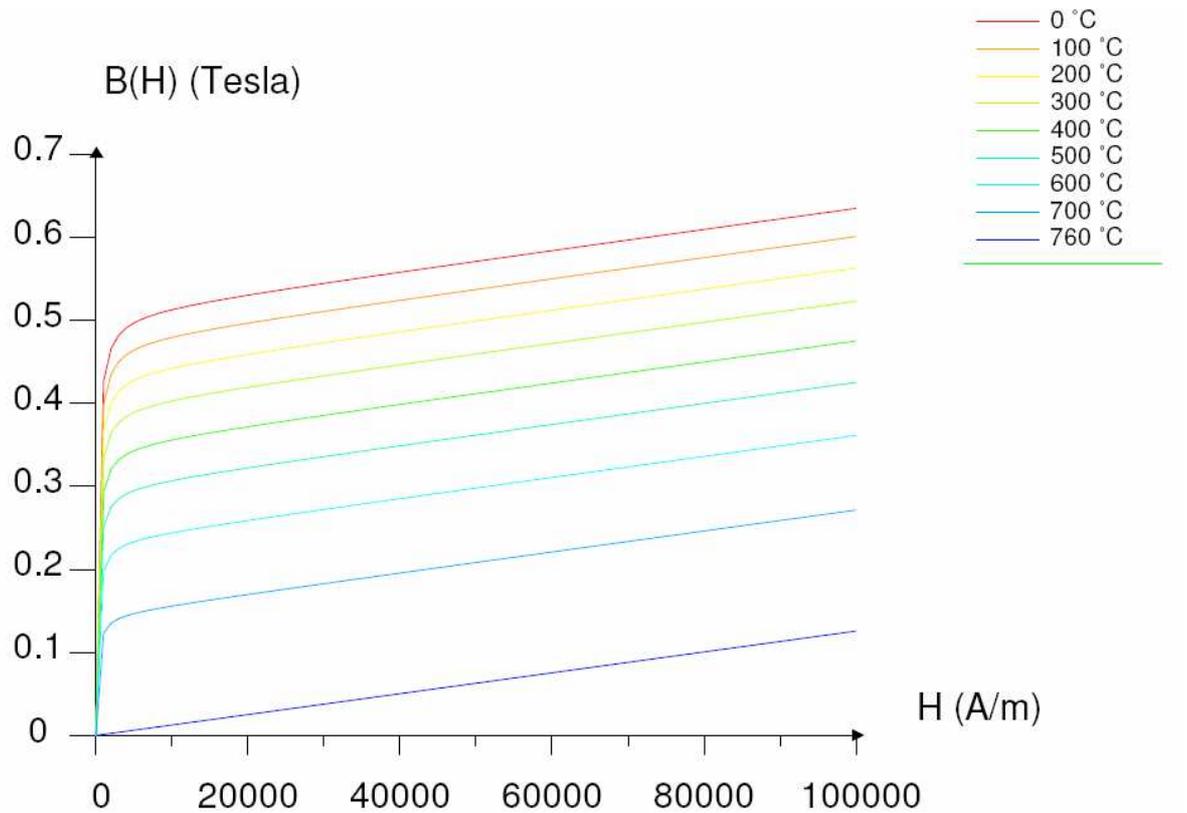
Pour les matériaux non-ferromagnétiques (matériaux diamagnétiques ou paramagnétiques comme les alliages d'aluminium), le vecteur aimantation  $M$  est nul et la loi d'aimantation est linéaire. Pour les matériaux ferromagnétiques, ce vecteur n'est pas nul car il résulte de la polarisation de la matière et est proportionnel au champ magnétique appliqué. Le chauffage par induction exploite les propriétés ferromagnétiques de l'acier. En effet, lorsqu'un acier est soumis à un champ magnétique, sa structure est telle qu'il est le siège à son tour d'une aimantation qui atteint une valeur saturée pour un champ magnétisant suffisant. Cette propriété dépend de la température  $\theta$  pour disparaître lorsque l'acier excède le point de Curie (soit 768 °C pour le fer pur), le matériau devient alors paramagnétique, comme le montre la **Figure 1**. Dans le cas des matériaux étudiés, la relation (6) peut s'écrire sous la forme simplifiée suivante où  $\mu$  représente la perméabilité magnétique du matériau:

$$B = \mu(\|H\|, \theta)H \quad (7)$$

ou sous la forme de la relation duale dans laquelle  $\nu$  représente la réluctivité magnétique :

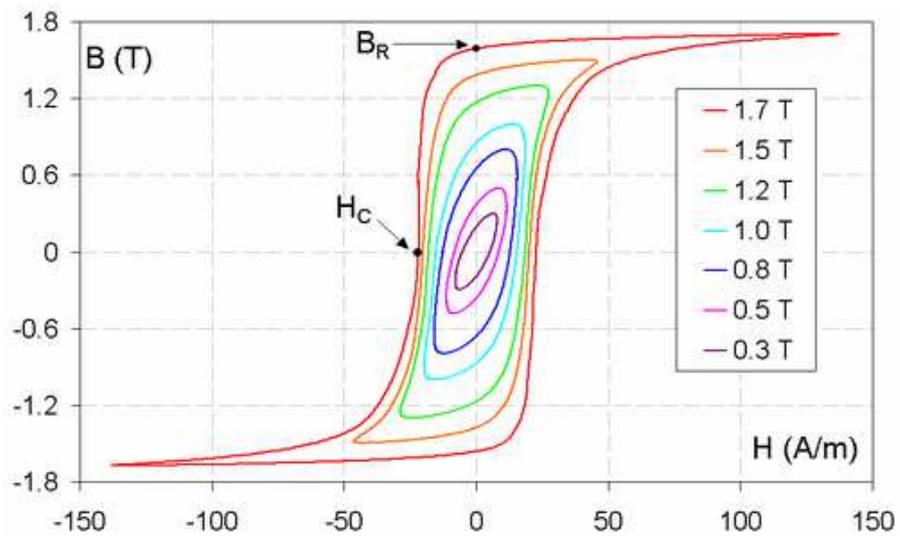
$$H = \nu(\|B\|, \theta)B \quad (8)$$

Dans le cas de matériaux aux propriétés électromagnétiques anisotropes,  $\mu$  et  $\nu$  peuvent être des tenseurs.



**Figure 1** Loi d'aimantation d'un acier à diverses températures

A noter que le ferromagnétisme est également à l'origine d'un phénomène d'hystérésis. La part de ce phénomène est importante lorsque le champ magnétique extérieur est faible. Le moment magnétique, ou de manière simplifiée, l'induction magnétique  $B$ , varie en fonction du champ magnétique  $H$  et décrit une boucle d'hystérésis (**Figure 2**). Cette courbe d'hystérésis est caractéristique d'une perte irréversible dans la pièce d'énergie électromagnétique qui se transforme en énergie thermique. Dans les systèmes de chauffage par induction, les pertes liées à l'hystérésis sont négligeables par rapport à l'énergie dissipée par effet Joule. Au cours d'un demi-cycle d'hystérésis, l'énergie d'aimantation absorbée par le matériau n'est pas totalement restituée lors de la désaimantation ; une partie de l'énergie est conservée pour magnétiser la structure ( $B_r$  : induction rémanente), le reste est dissipé sous forme de chaleur. Pour désaimanter la pièce, il faudrait appliquer le champ coercitif  $H_c$ .



**Figure 2** Différents cycles d'hystérésis

- la loi de polarisation qui relie le déplacement électrique ou induction électrique  $D$  et le champ électrique  $E$  où  $\varepsilon_0 \cong \frac{10^{-9}}{36\pi} F/m$  représente la permittivité diélectrique du vide et  $P$  le vecteur polarisation diélectrique.

$$D = \varepsilon_0 E + P \quad (9)$$

Comme pour la loi de magnétisation, cette relation peut se ramener à une expression plus simple où la permittivité diélectrique du milieu peut être un tenseur si celui-ci est anisotrope, dépendre de la température et du module du champ électrique dans les cas non-linéaires.

$$D = \varepsilon(\|E\|, \theta) \quad (10)$$

## 2. FORMULATION DU PROBLEME MAGNETODYNAMIQUE

Dans ce paragraphe, la formulation la plus générique en potentiel magnétique vecteur et potentiel électrique scalaire est présentée. Dans certains cas, notamment celui d'analyses bidimensionnelle, des formulations moins lourdes peuvent être employées [PASCAL 03]. Afin de résoudre les équations de Maxwell présentées dans le paragraphe précédent, il est nécessaire d'introduire le potentiel vecteur magnétique  $A$ , dont l'induction magnétique  $B$  est le rotationnel :

$$B = \text{rot}(A) \quad (11)$$

L'équation (11) ne définit  $A$  qu'au gradient d'une fonction scalaire près. Afin d'assurer l'unicité du potentiel magnétique vecteur, il est nécessaire d'introduire une équation supplémentaire portant sur sa divergence. Cette condition supplémentaire est appelée jauge de Coulomb :

$$\text{div}A = 0 \quad (12)$$

D'après la relation (11), l'équation (2) de Maxwell-Faraday devient :

$$E = -\frac{\partial A}{\partial t} - \text{grad}V \quad (13)$$

On remarque que le champ électrique n'est défini qu'au gradient d'une fonction scalaire près et donc le potentiel électrique scalaire à une fonction scalaire près. Pour assurer l'unicité de  $E$  et donc celle de  $V$ , l'équation supplémentaire (14), portant sur la conservation de la densité de courant, se déduit directement de (1):

$$\text{div}(J) = 0 \quad (14)$$

En effet sachant que les courants sinusoïdaux des procédés étudiés ont généralement une fréquence inférieure à  $10^{12}$  Hz, le terme des courants de déplacement, qui correspond au phénomène de propagation des ondes électromagnétiques, est négligé par rapport au terme des courants de conduction dans l'équation (1). Cette approximation peut être également vérifiée si les dimensions du système sont très inférieures à la longueur d'onde.

Dans ce cas, en optant pour une formulation en potentiel magnétique vecteur et potentiel électrique, l'équilibre électromagnétique est régi par les équations aux dérivées partielles suivantes :

$$\sigma \left( \frac{\partial A}{\partial t} + \text{grad}V \right) + \text{rot}(v \text{rot}A) = 0 \quad (15)$$

$$\text{div} \left( \sigma \left( \frac{\partial A}{\partial t} + \text{grad}V \right) \right) = 0 \quad (16)$$

$$\text{div}A = 0 \quad (17)$$

Les différentes conditions aux limites possibles pour le domaine d'étude  $\Omega$  de frontière  $\partial\Omega = \partial\Omega_A \cup \partial\Omega_H = \partial\Omega_V \cup \partial\Omega_j$  sont:

- le potentiel magnétique vecteur qui peut dépendre du temps :

$$A(t) = A^d(t) \text{ sur } \mathcal{A}\Omega_A \quad (18)$$

- le potentiel électrique imposé :

$$V(t) = V^d(t) \text{ sur } \mathcal{A}\Omega_V \quad (19)$$

- le champ magnétique tangentiel imposé (avec  $n$ , normale extérieure unitaire à la surface) :

$$H(t) \times n = H^d(t) \text{ sur } \mathcal{A}\Omega_H \quad (20)$$

- la densité de courant surfacique imposée :

$$-J \cdot n = \sigma \left( \frac{\partial A}{\partial t} + \text{grad}V \right) \cdot n = j^d \text{ sur } \mathcal{A}\Omega_j \quad (21)$$

Dans l'air, ainsi que dans les divers conducteurs électriques associés au procédé étudié, le traitement du problème électromagnétique par éléments finis est basé sur la formulation variationnelle faible gouvernant  $A$  et  $V$ , obtenue à partir des équations (15) à (21). Par analogie avec la relation mathématique  $\int_{\Omega} W \cdot \text{rot}X dv = \int_{\mathcal{A}\Omega} W \cdot n \times X ds + \int_{\Omega} \text{rot}W \cdot X dv$ , le problème variationnel consiste à trouver  $A$  vérifiant (18) et  $V$  vérifiant (19) tels que  $\forall A^*$ ,  $A^* = 0$  sur  $\mathcal{A}\Omega_A$ , et  $\forall V^*$ ,  $V^* = 0$  sur  $\mathcal{A}\Omega_V$  :

$$\int_{\Omega} A^* \cdot \sigma \left( \frac{\partial A}{\partial t} + \text{grad}V \right) dv + \int_{\Omega} \text{rot}A^* \cdot \text{rot}A dv + \alpha \int_{\Omega} \text{div}A^* \cdot \text{div}A dv - \int_{\mathcal{A}\Omega_H} A^* \cdot H^d ds = 0 \quad (22)$$

D'après la relation  $\text{div}(sW) = \text{grad}f \cdot W + s \cdot \text{div}W$  où  $s$  est un scalaire et  $W$  un vecteur et en utilisant le théorème de la divergence :

$$\int_{\Omega} \text{grad}V^* \cdot \sigma \left( \frac{\partial A}{\partial t} + \text{grad}V \right) dv - \int_{\mathcal{A}\Omega_j} V^* \cdot j^d ds = 0 \quad (23)$$

Notons que la condition de jauge est intégrée au problème par l'ajout du terme  $\alpha \int_{\Omega} \text{div}A^* \cdot \text{div}A dv$  dans l'équation variationnelle (22). Le coefficient  $\alpha$  correspond au terme de pénalité sur cette condition, il est généralement pris égal à  $\frac{1}{\mu_0}$ .

La recherche d'une approximation par la méthode des éléments finis au problème variationnel (22), (23) conduit à résoudre un système différentiel du premier ordre en temps de la forme:

$$\begin{Bmatrix} \Psi_A(A, V) \\ \Psi_V(A, V) \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \mathbf{R}_A(A, V) \\ \mathbf{R}_V(A, V) \end{Bmatrix} - \begin{bmatrix} \mathbf{C}_{AA} & 0 \\ \mathbf{C}_{VA} & 0 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \dot{A} \\ \dot{V} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 0 \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (24)$$

avec

$$\begin{aligned} \{\mathbf{R}_A\} &= \mathbf{A}_{\text{elements}} \{\mathbf{R}_A^e\} & \{\mathbf{R}_V\} &= \mathbf{A}_{\text{elements}} \{\mathbf{R}_V^e\} \\ [\mathbf{C}_{AA}] &= \mathbf{A}_{\text{elements}} [\mathbf{C}_{AA}^e] & [\mathbf{C}_{VA}] &= \mathbf{A}_{\text{elements}} [\mathbf{C}_{VA}^e] \end{aligned} \quad (25)$$

$$\begin{aligned} \{\mathbf{R}_A^e\} &= \int_{\partial\Omega^e \cap \partial\Omega_H} [N^e]^T H^d ds \\ &\quad - \int_{\Omega^e} [rot N^e]^T \cdot \nu rot A dv - \alpha \int_{\Omega^e} [div N^e]^T \cdot div A dv \\ &\quad - \int_{\Omega^e} [N^e]^T \cdot \sigma grad V dv \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \{\mathbf{R}_V^e\} &= \int_{\partial\Omega^e \cap \partial\Omega_j} [N^e]^T j^d ds \\ &\quad - \int_{\Omega^e} [grad N^e]^T \cdot \sigma grad V dv \end{aligned}$$

$$[\mathbf{C}_{AA}^e] = \int_{\Omega^e} [N^e]^T \cdot \sigma [N^e] dv \quad [\mathbf{C}_{VA}^e] = \int_{\Omega^e} [grad N^e]^T \cdot \sigma [N^e] dv$$

Dans les équations ci-dessus,  $\begin{Bmatrix} A \\ V \end{Bmatrix}$  représente les 4 degrés de liberté du problème.  $(A_x, A_y, A_z, V)$  sont les inconnues du problème liées à chaque nœud du maillage.  $\mathbf{A}_{\text{elements}}$  est l'opérateur d'assemblage sur les éléments,  $[N^e]$  représente les fonctions de forme d'un élément,  $[grad N^e]$  le gradient des fonctions de forme et  $[curl N^e]$  le rotationnel des fonctions de forme, de sorte qu'à l'intérieur de chaque élément  $A = [N^e]\{A\}$ ,  $V = [N^e]\{V\}$ ,  $grad V = [grad N^e]\{V\}$  et  $rot A = [rot N^e]\{A\}$ . Les équations (24) sont résolues pas à pas en utilisant une intégration temporelle selon l'algorithme implicite d'Euler en écrivant que:

$$A_{t+\Delta t} = A_t + \Delta t \cdot \dot{A}_{t+\Delta t} \quad (26)$$

A chaque pas de temps, la solution du problème non-linéaire est obtenue à l'aide d'une résolution itérative de type Newton-Raphson. La matrice tangente associée au résidu  $\begin{Bmatrix} \mathbf{R}_A(A, V) \\ \mathbf{R}_V(A, V) \end{Bmatrix}$  s'écrit :

$$[\mathbf{K}_T^e] = - \begin{bmatrix} \frac{\partial \mathbf{R}_A^e}{\partial A} & \frac{\partial \mathbf{R}_A^e}{\partial V} \\ \frac{\partial \mathbf{R}_V^e}{\partial A} & \frac{\partial \mathbf{R}_V^e}{\partial V} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{K}_{AA}^e & \mathbf{K}_{AV}^e \\ 0 & \mathbf{K}_{VV}^e \end{bmatrix} \quad (27)$$

avec

$$\{\mathbf{K}_{AA}^e\} = \int_{\Omega^e} [rot N^e]^T \cdot [N] \cdot [rot N^e] dv + \alpha \int_{\Omega^e} [div N^e]^T \cdot [div N^e] dv \quad (28)$$

où  $[N]$  est l'opérateur tangent, ou réluctivité tangente, tiré de la loi d'aimantation (8) tel que  $\{dH\} = [N]\{dB\}$ . Dans le cas d'un comportement non linéaire, l'opérateur n'est plus diagonal mais reste symétrique.

$$[\mathbf{K}_{AV}^e] = \int_{\Omega^e} [N^e]^T \cdot \sigma [grad N^e] dv = [\mathbf{C}_{VA}^e]^T \quad (29)$$

$$[\mathbf{K}_{VV}^e] = \int_{\Omega^e} [\mathit{grad}N^e]^T \cdot \sigma \cdot [\mathit{grad}N^e] dv \quad (30)$$

Les matrices  $[\mathbf{K}_T^e]$  et  $[\mathbf{C}^e]$  sont non symétriques.

### 3. COUPLAGE ELEMENTS FINIS ET ELEMENTS DE FRONTIERE

L'air est un milieu électromagnétique qui doit être inclus dans la modélisation magnétodynamique en potentiel vecteur magnétique. Pour faciliter la mise en œuvre de ces problèmes, il est possible de coupler la méthode des éléments finis (finite element method en anglais ou FEM) pour les milieux conducteurs et celle des éléments de frontière (boundary element method en anglais ou BEM) pour l'air environnant. L'air est un milieu non conducteur qui possède un comportement magnétique linéaire. C'est pourquoi, en considérant les équations (15) et (17), le problème magnétostatique à résoudre dans l'air ( $\Omega_{BEM}$ ) se ramène aux équations suivantes :

$$\Delta A = 0 \quad (31)$$

$$\text{div}A = 0 \quad (32)$$

avec pour conditions aux limites  $A = 0$  à l'infini sur  $\mathcal{A}\Omega_\infty$ , la continuité de  $A$  et  $\text{div}A$  sur  $\partial\Omega_{FEM \cap BEM}$  (comme des maillages compatibles sont utilisés pour  $\Omega_{FEM}$  et  $\partial\Omega_{FEM \cap BEM}$ , cette condition est naturellement satisfaite) et  $h_{FEM} = H \times n_{FEM} = -h_{BEM} = -H \times n_{BEM}$  sur  $\mathcal{A}\Omega_{FEM \cap BEM}$  où  $n_{FEM}$  et  $n_{BEM} = -n_{FEM}$  sont les normales unitaires à  $\partial\Omega_{FEM \cap BEM}$  sortant respectivement des surfaces  $\partial\Omega_{FEM}$  et  $\partial\Omega_{BEM}$ . En réécrivant le problème (31) sous la forme d'une équation intégrale dont la solution est calculée sur les éléments de frontière et le formulant de manière variationnelle, la méthode des éléments de frontière appliquée à l'air conduit à résoudre le système matriciel suivant où  $\{A_{BEM}\}$  est un sous vecteur de  $\{A\}$  limité aux nœuds appartenant à  $\partial\Omega_{FEM \cap BEM}$  [BERGHEAU 00B], [PASCAL 03] :

$$[\mathbf{H}].\{A_{BEM}\} = [\mathbf{G}].\{H_{BEM}\} \quad (33)$$

Le couplage des éléments finis avec les éléments de frontière s'effectue au travers du premier terme du résidu éléments finis  $\{R_A^e\}$  associé au potentiel magnétique vecteur (25). Ce terme, relatif à la condition sur  $\partial\Omega_{FEM}$  de type champ magnétique tangentiel imposé, s'écrit pour chaque élément fini situé sur la frontière  $\partial\Omega_{FEM \cap BEM}$  :

$$\{F^e\} = \int_{\partial\Omega^e} [N^e]^T . h_{FEM} ds \quad (34)$$

En supposant que  $h_{FEM}$  est défini à partir des valeurs nodales  $\{H_{FEM}\}$  et des fonctions de forme des éléments, il vient :

$$\{F\} = \underset{\text{elements de } \partial\Omega_{FEM \cap BEM}}{\mathbf{A}} \{F^e\} = [\mathbf{T}].\{H_{FEM}\} \quad (35)$$

$$\text{avec } [\mathbf{T}] = \underset{\text{elements de } \partial\Omega_{FEM \cap BEM}}{\mathbf{A}} \int_{\partial\Omega^e} [N^e]^T [N^e] ds$$

En réalisant des maillages éléments finis et éléments de frontière compatibles entre eux, on aboutit à l'équation :

$$\{F\} = -[\mathbf{T}].[\mathbf{G}]^{-1} . [\mathbf{H}].\{A_{BEM}\} = [\mathbf{K}_{BEM}].\{A_{BEM}\} \quad (36)$$

Finalement, il apparaît que la matrice  $[\mathbf{K}_{BEM}]$  est la contribution de l'air au système d'équations non-linéaires (24) à résoudre.  $[\mathbf{K}_{BEM}]$  est une matrice pleine et non symétrique, reliant ensemble tous les nœuds appartenant à la frontière  $\partial\Omega_{FEM \cap BEM}$ , qu'il faut assembler avec la matrice éléments finis conventionnelle pour résoudre le système d'équations (24).

L'intérêt d'un couplage éléments finis/éléments de frontière est d'une part d'éviter un éventuel remaillage dans le cas de conducteurs mobiles, et de réduire d'autre part le nombre de degrés de liberté, du fait de l'absence de maillage pour l'air. Toutefois, l'un des principaux inconvénients est la formation de matrices pleines liant les degrés de libertés des nœuds de la frontière du domaine éléments finis. Cela conduit à des encombrements mémoire et des temps de résolution importants surtout dans le cas d'analyses tridimensionnelles. D'autres méthodologies selon les procédés par induction à modéliser peuvent alors être envisagées pour parvenir à surmonter ces difficultés : le maillage et remaillage de l'air par des mailleurs automatiques tétraédriques, la méthode des super-éléments...

Les avantages de la formulation éléments finis en potentiel magnétique vecteur et potentiel électrique scalaire présentée ici pour résoudre les problèmes électromagnétiques sont sa généralité et sa facilité de mise en œuvre via des conditions aux limites aisément identifiables. Le traitement numérique du modèle éléments finis ne pose pas de problème particulier en dehors de la condition de jauge (12) qui est imposée par pénalité en chaque point de Gauss [BIRO 89]. En effet, si l'on considère un maillage constitué de  $m$  éléments linéaires hexaédriques à 8 points d'intégration, le nombre de nœuds du modèle est approximativement égal à celui des éléments soit  $m$  (chacun des 8 nœuds des éléments est potentiellement connecté à 8 éléments). La condition de jauge revient à imposer  $8m$  relations sur les inconnues au nombre de  $3m$  (pour le potentiel magnétique vecteur). Il apparaît donc impossible de trouver une solution au problème. Une méthode consiste à utiliser la sous-intégration ou intégration réduite. Ainsi avec des éléments linéaires, la condition de jauge sera résolue en moyenne dans la maille (1 point de Gauss) et avec des hexaèdres quadratiques, 8 points de Gauss seront utilisés pour représenter le schéma d'intégration au lieu de 27. Cette technique est similaire à celle employée pour résoudre l'incompressibilité des matériaux en mécanique du solide. Toutefois, elle présente des limites dans le cas d'un maillage tétraédrique linéaire avec 1 point d'intégration. Le nombre d'éléments est environ 3,5 fois plus important que le nombre de nœuds, cela conduisant à  $3m/3,5$  inconnues, ce qui est inférieur aux  $m$  relations imposées par la condition de jauge de Coulomb. Une alternative à l'utilisation d'éléments quadratiques, qui pour une même discrétisation augmentent considérablement la taille du système à résoudre, est de formuler le problème en utilisant des éléments de Nédélec en lieu et place des éléments iso-paramétriques [MONK 03].



---

*Annexe 2*

**VII - GLOSSAIRE**

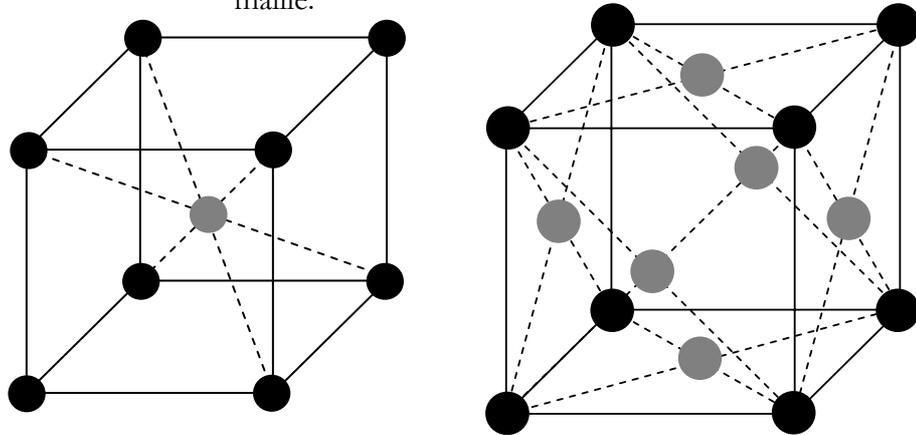
---

Ce glossaire est organisé de manière incrémentale vis-à-vis de la définition qui précède. Il ne se veut pas exhaustif mais permet de retrouver en détail un grand nombre de notions abordées dans les différents chapitres du mémoire. Pour plus d'informations, notamment concernant les aspects relatifs à la Science des Matériaux, le lien entre les grandeurs macroscopiques du mécanicien et les phénomènes physiques liés au comportement de la matière, la lecture des ouvrages généraux complétera cette vision recentrée et superficielle [LEMAITRE 04], [BAÏLON 00]...

- **Le vocabulaire du métallurgiste**

### Réseau cristallin

Les métaux possèdent la particularité de se solidifier selon un arrangement atomique stable et compact. Cet agencement ou configuration géométrique de type parallélépipédique est appelé réseau cristallin. Un élément unitaire de ce réseau est appelé maille.



*Maille cubique centrée (C.C.) (cas du fer  $\alpha$ ) et maille cubique à faces centrées (C.F.C.) (cas du fer  $\gamma$ ).*

### Transformation allotropique

Une transformation allotropique désigne la transformation structurale ou de forme cristalline que peut subir un métal pur à l'état solide. Ainsi au dessus de 910 °C, la structure du fer pur est cubique à faces centrées (C.F.C.). Au dessous de cette température, sa structure est cubique centrée (C.C.). A noter que le fer retrouve une structure C.C. au dessus de 1392 °C avant fusion à 1535 °C (fer  $\delta$ ). Dans le cas d'un acier, alliage de fer et de carbone, cette propriété ainsi que la variation de la solubilité du carbone dans chaque structure sont exploitées afin d'engendrer des transformations de structure et de constitution capable de modifier favorablement le comportement du matériau. Le diagramme d'équilibre Fer-Carbone permet de représenter à l'état solide la proportion des différentes phases dans des conditions à l'équilibre.

### Cristal, monocristal ou grain

Un cristal est constitué d'un empilement régulier d'atomes sous forme d'un réseau cristallin. Il s'agit donc d'un domaine qui présente une continuité du réseau cristallin et de son orientation. Dans le cas particulier où le matériau n'est composé que d'un seul grain, il est dit monocristal. Lorsque l'orientation

du réseau cristallin propre à chaque grain est différente, le matériau est dit polycristallin.

### Joint de grain

Interface immatérielle séparant des grains dont l'orientation des plans du réseau cristallin diffère. Les joints de grains en assurent la cohésion. Dans le cas des matériaux métalliques, le changement d'orientation est très brutal, il se produit sur quelques rangées atomiques (0,1 à 1 nm). Dans la région du joint, certains atomes sont déplacés de leur position normale dans le réseau, ce qui correspond à de l'énergie accumulée sous forme de défauts comme des lacunes ou des dislocations.

### Défauts cristallins

Les cristaux parfaits, formés par la répétition périodique d'une maille élémentaire n'existent pas dans la réalité. Les cristaux réels comportent des défauts qui peuvent avoir un rôle important sur les propriétés physiques du matériau. Les lacunes, atomes interstitiels et solutions solides sont des défauts ponctuels de dimension 0. Les dislocations constituent des défauts linéaires ou défauts de dimension 1. Les joints de grains sont des défauts de dimension 2. Les défauts à 3 dimensions apparaissent lorsqu'une partie du cristal est remplacée par un volume d'un composé de nature chimique différente présentant ou non une continuité cristallographique avec la matrice. Les précipités et les inclusions sont des défauts à trois dimensions.

### Lacune

Une lacune est un atome manquant à un nœud d'une maille du réseau cristallin. Dans un métal le nombre de lacunes  $n$  évolue en fonction de la température en suivant une loi d'Arrhenius :

$$n = N \cdot e^{\left(\frac{-Q}{k\theta}\right)}$$
 où  $N$  est le nombre d'atome,  $Q$  l'énergie de formation d'une lacune,  $k$  la constante de Boltzmann et  $\theta$  la température absolue. Les lacunes jouent un rôle essentiel dans les phénomènes de diffusion à l'état solide en rendant possible le déplacement des atomes sur de grandes distances. De nombreux procédés industriels de traitement thermique exploitent ces phénomènes pour provoquer des transformations à l'état solide.

### Solutions solides

Un corps pur peut dissoudre une certaine proportion d'un autre élément, selon la solubilité de l'un dans l'autre. Les atomes de soluté peuvent se trouver en solution solide d'insertion (dans des sites entre les atomes du réseau cristallin) ou de substitution (à la place des nœuds du réseau du solvant). Les atomes en solution solide d'insertion peuvent conduire à un durcissement considérable du matériau. C'est le cas du carbone dans le fer ou du magnésium dans l'aluminium. Ainsi, la solubilité du carbone dans le fer gamma (austénite, réseau C.F.C.) est plus grande que dans le fer alpha (ferrite, réseau C.C.) car l'énergie de

déformation du réseau C.F.C. est moindre que celle du réseau C.C.. La diffusion des atomes en solution d'insertion se fait plus facilement que celle en solution de substitution car elle ne requiert pas la présence d'une lacune, les atomes passant d'un site à un site voisin.

### Constituant/Phase

Phase unique (austénite) ou mélange de plusieurs phases (perlite) apparaissant comme un composant individualisé lors de l'examen métallographique d'un alliage. Dans le cas d'un matériau à l'état solide, la description cristallographique caractérise la nature d'une phase. La notion de phase est liée à celle de structure. La cémentite est un carbure ou composé défini de composition chimique  $Fe_3C$  qui entre dans la constitution de la phase perlitique des aciers faiblement alliés. Le durcissement structural des alliages d'aluminium de la série 6000 est dû à la formation du composé  $Mg_2Si$ .

### Agrégat

Constituant de deux ou plusieurs phases. Par exemple, la perlite est un agrégat de ferrite et de cémentite obtenue par décomposition de l'austénite lors de la transformation eutectoïde (entre phases à l'état solide  $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ ). Pour décrire les transformations dans les aciers faiblement alliés dans des conditions à l'équilibre, le diagramme Fer-Cémentite est couramment employé.

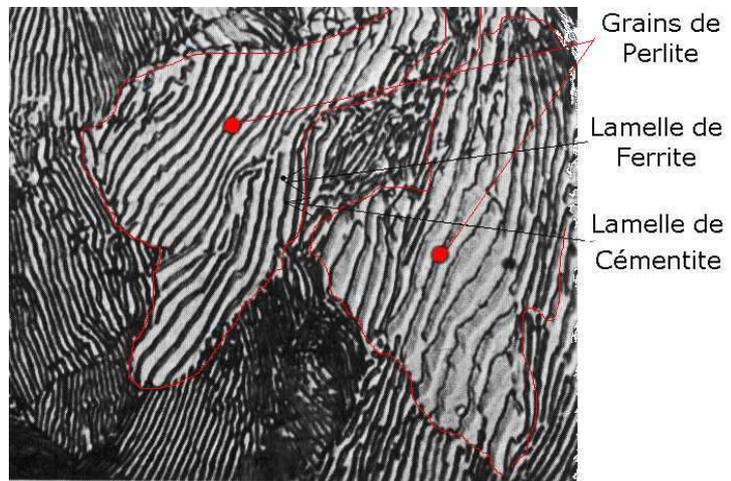
### Germination/Croissance

La formation au refroidissement de certaines phases à l'état solide (perlite, bainite pour les aciers) tout comme la solidification d'un liquide ou encore la précipitation se produit selon un processus de germination et croissance. Pour la précipitation par exemple, il y a formation de germe dans la matrice sursaturée (la matrice a atteint la limite de solubilité de l'élément d'alliage comme par exemple le magnésium dans l'aluminium ou le carbone dans le fer), germe dont le rayon critique (croissance possible) est d'autant plus petit que la température du matériau s'éloigne de celle d'équilibre. Les précipités croissent ensuite en fonction du temps. La cinétique de la précipitation dépend de deux phénomènes antagonistes. Premièrement la germination requiert un temps d'incubation d'autant plus court que l'énergie de formation d'un germe de rayon critique est faible. Secondement, la germination et la croissance des précipités dépendent de la mobilité des atomes qui augmente exponentiellement avec la température.

### Perlite

La perlite est un constituant de deux phases : la ferrite (solution de carbone dans le fer alpha) et la cémentite (carbure défini  $Fe_3C$ ). Elle est obtenue par décomposition de l'austénite selon un processus de germination-croissance. Des plaquettes de cémentite germent depuis les joints de grain austénitique. La

croissance de ce cristal de cémentite appauvri l'austénite voisine ce qui favorise la germination de ferrite sur la cémentite. Les deux phases qui constituent un agrégat croissent simultanément sous forme de lamelles de même orientation cristalline. A l'état solide, la lenteur de la diffusion permet à la transformation de se produire dans des conditions très éloignées des conditions d'équilibre. La transformation se déroulant sur un intervalle de températures plus ou moins élevées peut conduire à des structures et des propriétés variées. Plus la transformation s'opère à basse température, plus la distance interlamellaire est faible et plus la dureté est élevée. Selon la forme de la cémentite, on distingue la perlite lamellaire (voir ci-dessous) de la perlite globulaire obtenue par recuit de normalisation.



*Perlite lamellaire.*

### **Bainite**

Constituant métastable formé par décomposition de l'austénite dans un intervalle de température compris entre la plage de température où se forme la perlite et la température à laquelle apparaît la martensite. Elle est constituée de lattes de ferrite sursaturées en carbone et d'une fine dispersion de précipités de carbure de fer. Ses propriétés mécaniques sont supérieures à celle de la ferrite.

### **Martensite**

Il s'agit d'une phase formée par transformation sans diffusion, c'est-à-dire sans déplacement d'atomes sur de grandes distances. Dans le cas des aciers, la martensite est une solution solide sursaturée en carbone dans le fer alpha. Le déplacement des atomes se fait de proche en proche sur des distances inférieures à la distance interatomique et la vitesse de transformation est de ce fait très rapide [GALLEE 05]. La différence de compacité des réseaux C.F.C. et C.C. ainsi que la distorsion de la maille C.C. liée à la présence de carbone en solution d'insertion expliquent l'augmentation de volume induite par la transformation martensitique. Les contraintes internes qui en résultent

s'opposent à la poursuite de la réaction à moins que l'instabilité de l'austénite résiduelle n'augmente par diminution de la température. A l'état brut de trempe, la martensite est dure mais très fragile. Un adoucissement par revenu est généralement utilisé pour en améliorer la ténacité.

### **Métastable**

Une phase comme la martensite est dite métastable car elle possède une stabilité apparente hors des conditions de température et de pression définies par le diagramme d'équilibre.

### **Revenu**

Le revenu est un traitement thermique qui s'opère en général entre 500 °C et 700 °C dans le cas des aciers (en dessous de la température d'austénitisation). Ce traitement est effectué sur un produit à l'état durci par trempe ou après une mise en solution des éléments d'alliage, pour amener ses caractéristiques d'emploi au niveau recherché. Il est indispensable d'atteindre ces températures pour constater un retour des phases métastables comme la martensite vers des phases d'équilibre, ferrite et cémentite. Le revenu s'accompagne d'une diminution de la dureté et d'une amélioration de la ténacité dans le cas d'un acier au carbone ordinaire. Pour des aciers plus fortement alliés, certains éléments d'addition forment des carbures qui entraînent un durcissement structural permettant à l'alliage de conserver ses propriétés mécaniques.

### **Corroyage**

Le corroyage est une opération de mise en forme à chaud comme le laminage ou le forgeage. Le métal subit simultanément un écrouissage et un adoucissement, suivant un processus de recristallisation dynamique, par opposition au processus statique qui se produit au cours du recuit d'un métal préalablement écroui à froid.

### **Recuit**

Le recuit est un traitement comportant une phase de chauffage jusqu'à une température appropriée, avec maintien isotherme à cette température, suivi d'un refroidissement jusqu'à la température ambiante réalisé de manière à obtenir un matériau dans un état structural proche de l'état d'équilibre stable.

### **Austénitisation**

Cette opération consiste à porter une structure en acier au delà de la température de début de transformation austénitique au chauffage. Dans le cas des traitements thermiques, ce chauffage s'opère dans des conditions particulières qui permettent de maîtriser la structure austénitique (homogénéité, taille des grains) pour mieux contrôler les transformations au refroidissement lors de la trempe. Dans le cas du soudage cette zone austénitisée est une conséquence du procédé qui provoque

au refroidissement une Z.A.T. dans laquelle les microstructures obtenues peuvent être très hétérogènes.

**Diagramme T.T.T.**

Les courbes Temps-Température-Transformation sont utilisées pour représenter les transformations de phases dans les aciers. Elles indiquent, à une température donnée, le temps nécessaire pour que la décomposition de l'austénite en ferrite et cémentite débute et s'achève.

**Diagramme T.R.C.**

Courbes de Transformation en Refroidissement Continu. Ce diagramme présente les transformations métallurgiques au cours de variations continues de la température dans des conditions de refroidissement industrielles (trempe). Ce dernier est construit à partir des résultats d'essais de dilatométrie qui mettent en évidence les plages de transformation des phases qui s'accompagnent de changement de volume (différence de compacité du réseau cristallin dans le cas de la transformation austéno-ferritique des aciers au refroidissement).

**Corrosion**

C'est l'attaque destructive d'un métal par réaction chimique ou électrochimique avec son environnement (réactif liquide ou gazeux sur un métal ou un alliage). Les propriétés mécaniques des matériaux sont altérées.

**Corrosion sous contrainte (C.S.C.)**

La corrosion sous contrainte (ou sous tension) résulte de l'action simultanée d'une contrainte mécanique en tension (état résiduel de fabrication ou sollicitation en service) et d'un milieu agressif vis-à-vis du matériau. Le mécanisme n'est pas très bien identifié. Toutefois il est avéré que la corrosion joue un rôle important dans le démarrage des fissures (piqûres ou autres discontinuités qui augmentent les contraintes). La propagation d'une fissure exige l'action conjointe de la corrosion et des contraintes, celles-ci devant être supérieures à un certain seuil (seuil de C.S.C.). Les contraintes de tension, brisent les films protecteurs à la surface du métal et permettent ainsi le démarrage de la corrosion en divers points. Finalement, la propagation de la fissure se fait soit par entrée en solution d'ions métalliques, soit par entrée à l'intérieur du métal d'atomes d'hydrogène. Ce type de corrosion, particulièrement sournois et dangereux pour les installations, se caractérise par l'apparition de fissures intergranulaires ou transgranulaires dont la direction générale de propagation est perpendiculaire à la plus grande contrainte.

**Atténuation de la C.S.C.**

Il existe différents moyens préventifs et curatifs pour lutter contre les risques de C.S.C. parmi lesquels figurent les procédés chimiques qui modifient la chimie du milieu corrosif, les procédés qui modifient les contraintes résiduelles de surface

(grenailage, martelage) ou encore les procédés de revêtement résistant à la corrosion (couche externe électriquement isolante). Le terme mitigation, fréquemment employé pour désigner ces opérations, est un anglicisme.

- **Les termes du soudeur**

### **Soudage**

L'opération de soudage consiste à créer une liaison mécanique entre deux composants qui peuvent être constitués de matériaux hétérogènes. Selon le type de liaison à réaliser, la nature des matériaux, la géométrie des pièces, la qualité des soudures (pénétration, forme, aspect...), le bilan énergétique du procédé ou encore la cadence de fabrication, la nature du procédé utilisé diffère. Généralement, la liaison se crée par dépôt d'un métal fondu au niveau du plan de joint. Après dilution et solidification avec le métal de base, une liaison mécanique continue est constituée en cherchant à lui conférer les mêmes qualités de solidité et de résistance que chacun des constituants.

### **Soudage à l'arc**

Le soudage à l'arc consiste à assembler des métaux par fusion en utilisant la chaleur dégagée par un arc électrique jaillissant entre une électrode, métallique en général, et la pièce à assembler. Cette opération peut être réalisée avec ou sans métal d'apport.

### **Soudage à l'état solide**

D'autres procédés de soudage permettent l'assemblage à l'état solide comme le soudage par friction, le soudage par friction-malaxage (Friction Stir Welding ou FSW en anglais), le soudage par diffusion ou encore le soudage par impulsion magnétique. Ces derniers, bien que tendant à se développer, notamment le FSW dans le domaine aéronautique, demeurent toutefois moins utilisés que les premiers cités.

### **Plasma**

Le plasma est un conducteur électrique gazeux au même titre que les métaux solides et les électrolytes. Dans le cas du soudage, le plasma est un mélange ionisé électriquement neutre engendré par une élévation de température obtenue par un arc électrique. L'énergie électrique est convertie en énergie thermique en faisant jaillir un arc électrique en milieu gazeux entre l'électrode et la pièce à souder (arc transféré) ou entre la tuyère et l'électrode. Le soudage plasma à l'arc (Plasma Arc Welding ou PAW en anglais) est donc une évolution du soudage à l'arc qui permet par constriction de l'arc (confinement mécanique) d'obtenir des densités de puissance plus élevées : puissances de soudage de plusieurs dizaines de kW et température de la veine gazeuse centrale de l'ordre de plusieurs dizaines de milliers de K.

**Métal/Matériau d'apport**

Métal apporté par le procédé de soudage pour remplir l'espace à combler au niveau du plan de joint (jonction entre les pièces à assembler) qui est souvent préparé de manière à former un chanfrein. La zone fondue est principalement constituée du métal d'apport et dans une moindre proportion par le métal de base fondu par l'énergie apportée par le procédé de soudage. La proportion relative du métal de base dans la zone fondue est appelée dilution.

**Métal de base**

Le métal de base désigne le matériau constitutif de la pièce à assembler qui ne subit pas d'évolution du point de vue structural à la différence du matériau situé dans la Z.A.T. ou dans la zone fondue. Le métal de base n'est pas affecté par le procédé de soudage.

**Zone affectée thermiquement (Z.A.T.)** Au cours d'une opération de soudage, en limite du métal fondu, une partie du métal de base est portée à une température suffisamment élevée pour que ce volume soit le siège d'une évolution de sa structure et donc de ses propriétés. Ce volume est appelé Z.A.T. ou Z.A.C. (zone affecté par la chaleur).

**Protection du bain en fusion**

Gaz, Flux (composé fusible ou volatile), Laitier

**Soudabilité**

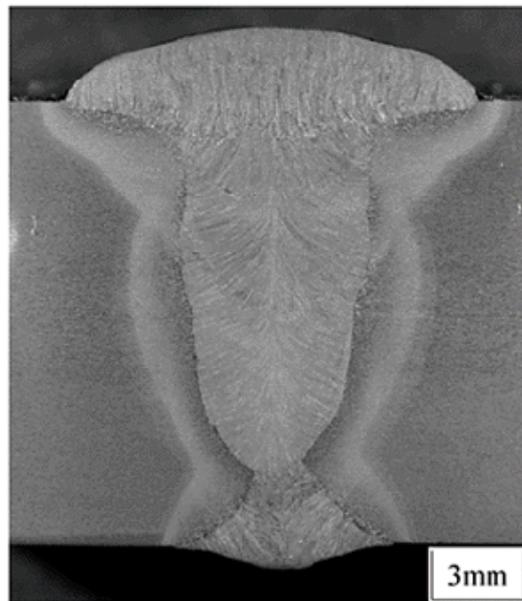
Cette notion est assez vague pour englober trois problématiques distinctes liées à un mode opératoire de soudage (M.O.S.). Selon l'I.I.S. (Institut International de la Soudure), la soudabilité opératoire caractérise les possibilités d'utilisation d'un procédé pour réaliser un assemblage d'un métal donné dans les conditions imposées (forme des assemblages, positions...). La soudabilité métallurgique ou soudabilité locale caractérise l'aptitude d'un métal à subir sans dommage toutes les conséquences des phénomènes métallurgiques engendrés par une opération de soudage par opposition à la soudabilité globale qui, quant à elle, caractérise la capacité d'une structure soudée à résister sans dommage aux sollicitations d'épreuve et de service.

**Mode opératoire de soudage (M.O.S.)** Définition précise du protocole permettant d'assurer la soudabilité du joint à réaliser : préparation du plan de joint, dispositif de maintien des pièces à assembler, étapes de réalisation de la soudure, définition des paramètres de soudage et des matériaux utilisés, contrôle de la qualité de la soudure...

**Macrographie**

La structure macrographique de solidification est obtenue en réalisant des clichés en coupes parallèles aux surfaces des plans de joint et transverses au sens de soudage. En traitant un fragment d'acier poli, par une solution chaude d'acide

sulfurique, il est par exemple possible de mettre en évidence des fibres métalliques dont la forme est nettement visible comme le montre la figure ci-dessous. Ainsi, l'échantillon qui avant préparation apparaissait homogène, révèle après polissage et attaque chimique une structure interne variable. Cette structure qui dépend de la méthode d'élaboration de la pièce ou des traitements thermiques ou mécaniques qu'elle a subi devient visible à l'œil nu. En effet, la macrographie ne révèle pas uniquement la structure de solidification mais la structure résultant des transformations au refroidissement qui suit la solidification. Cette dernière structure étant héréditairement influencée par la première.



*Cliché d'une coupe macrographique d'une jonction soudée.*

## **Micrographie**

La structure micrographique d'un acier peut être visible au moyen d'un microscope après polissage et attaque chimique par un réactif adéquat. A cette échelle, on constate que l'acier est constitué de nombreux grains juxtaposés, le tout formant un milieu continu. Les surfaces d'accolement de grains adjacents sont appelées joints de grain : ils assurent la cohésion entre des cristaux d'orientations différentes (voir la définition de perlite). Les joints ne sont pas forcément une zone affaiblie, dans la plupart des cas la rupture ne se produit pas le long des joints de grains, mais à l'intérieur même des grains.

## **Solidification**

Dans le cas du soudage, avec la présence d'un bain liquide dans un creuset constitué du métal de base à l'état solide, la solidification s'opère par épitaxie : les cristaux du solide en formation adoptent l'orientation des cristaux du métal de base sur lesquels ils reposent. Puis la croissance des grains s'opère de manière sélective : certains grains se développent aux dépens

des autres ou apparaissent à leur place. Les grains dont la direction privilégiée de croissance coïncide avec la trajectoire de solidification voient leur développement favorisé. La croissance du réseau cristallin lors de la solidification est dite dendritique. Une structure de solidification colonnaire apparaît en général depuis les bords du métal fondu. Selon les vitesses de refroidissement dépendant des conditions de soudage comme la vitesse notamment, la croissance des grains solides de la zone extérieure entre en compétition avec la croissance équiaxiale depuis les germes de grains solides situés au cœur du métal fondu. A noter que dans le cas de l'acier, le grain d'austénite de la zone fondue ne coïncide pas nécessairement avec le grain issu de la solidification si cette dernière a eu lieu dans le domaine  $\delta$ .

### Les défauts de solidification

Ces défauts existent en fonderie et en sidérurgie mais peuvent également affecter la solidification des soudures.

#### - Liquation

Des inclusions ou constituants intergranulaires sont susceptibles, par leur température de fusion plus faible que les constituants granulaires, de créer des problèmes de liquation. Il s'agit donc de l'apparition d'une phase liquide au joint de grain qui peut être à l'origine de la décohésion de ces grains au cours de la solidification ou en Z.A.T., lors d'une élévation de la température au-deçà du point de fusion, d'où un risque de fissuration à chaud.

#### - Ségrégation

Le réseau dendritique issu de la solidification du métal est observable à l'intérieur de chaque grain et correspond à des hétérogénéités de composition chimique. Trois types de ségrégations peuvent être distingués : la ségrégation majeure à l'échelle de la structure, la ségrégation intergranulaire à l'échelle des grains et la ségrégation dendritique. Le premier type de ségrégation s'observe lors de la solidification d'une masse de liquide immobile (lingot, pièce de fonderie) pour laquelle les hétérogénéités de composition chimique se concentrent dans les poches liquides plus riches en éléments d'alliage contribuant à la diminution de la température de fusion. Ce mode de ségrégation ne concerne pas le soudage lors duquel la vitesse de refroidissement est bien plus élevée et le brassage du métal fondu assuré par les mouvements de convection. La ségrégation dendritique est liée à la rapidité du refroidissement qui dans le cas du soudage ne permet pas une homogénéisation complète de la composition chimique par diffusion au niveau du grain solide en formation. La partie centrale de la dendrite est moins fusible que la partie extérieure. Le métal liquide entourant les dendrites ne possède pas la même composition chimique, il est en surfusion. Cette hétérogénéité demeure aux joints de grain

lors de la formation complète de la structure cristalline à l'état solide : c'est la ségrégation intergranulaire.

- Fissuration à chaud

Le retrait de solidification (passage de l'état liquide à l'état solide) est de l'ordre de 3 à 6%. A ce premier retrait au niveau de la zone fondue se superpose le retrait thermique à l'état solide qui n'est pas totalement compensé par le retrait du métal de base avoisinant en raison du bridage ou auto-bridage (pièces massives). Lors du soudage, la zone pâteuse subit donc de proche en proche une déformation permanente à haute température dans les directions perpendiculaire et parallèle au sens de soudage. Des fissurations peuvent apparaître dans le métal fondu à la fin de sa solidification. Il existe ainsi dans un cordon de soudure deux zones présentant des risques majeurs de fissuration à chaud par incapacité à subir la déformation de retrait imposée : la partie centrale du cordon (il s'agit d'une zone présentant une hétérogénéité de composition chimique maximale) et les joints de grain de la structure dendritique dont la fissuration intergranulaire transversale est favorisée par le prolongement des fissures dans le métal de base provoquées par liquation.

• Le glossaire du mécanicien

**Mise en forme**

Les procédés de mise en forme interviennent en aval de la phase d'élaboration des matériaux métalliques afin d'obtenir une première ébauche ou même une finition d'une structure par déformation ou par assemblage : emboutissage, sertissage, fretage, usinage, laminage, forgeage... Les procédés de fonderie ou de laminage à chaud (laminage contrôlé) constituent une méthode de mise en forme directement associée à la technique d'élaboration du métal depuis son état liquide en permettant d'en maîtriser la microstructure et ainsi son comportement mécanique final.

**Flambage**

Phénomène d'instabilité du matériau qui se produit d'autant plus facilement qu'une dimension de la structure est relativement grande par rapport aux autres (poutre de faible section) sous un chargement induisant des contraintes de membrane en compression. Le flambage conduit à une grande augmentation de la déformée dans la direction perpendiculaire à la force appliquée.

**Déformation élastique**

Variations des distances interatomiques dans le cristal. Cette déformation est réversible dès lors que les efforts internes disparaissent. La déformation élastique est dépendante de la rigidité du matériau, caractérisée par le module d'élasticité ou

module de Young, qui est fonction de l'intensité des liaisons qui existent entre les atomes ou les molécules qui le constituent.

## **Déformation plastique**

Glissement par cisaillement suivant les plans cristallographiques de plus forte densité atomique. Il s'agit d'une déformation permanente due à un glissement irréversible qui s'apparente à celui d'une carte sur un jeu de cartes soumis à un cisaillement. Ce glissement est observable à des niveaux beaucoup plus faible que la contrainte de cisaillement théorique permettant le glissement des plans les uns vis-à-vis des autres en raison de la présence de défauts dans la structure cristalline du matériau appelés dislocations. Le mouvement des dislocations jusqu'à la surface des cristaux est donc à l'origine des déformations plastiques dans les matériaux métalliques. Dans un polycristal ductile, la limite d'élasticité correspond donc à l'amorce du déplacement irréversible des dislocations et à la création d'une déformation plastique permanente. La densification des dislocations permet d'augmenter la capacité du matériau à se déformer plastiquement. Toutefois lorsque la densité des dislocations augmente, le niveau de déformation que leur mouvement provoque diminue (interaction forte entre les dislocations par empilements, nœuds...) et il faut donc appliquer une contrainte de cisaillement plus élevée pour que la déformation plastique se poursuive : c'est le phénomène d'écrouissage ou de consolidation. Ces modifications microstructurales conduisent le matériau dans un état hors équilibre : l'énergie totale du métal augmente. En effet, une grande partie de l'énergie fournie pour modifier la microstructure est dissipée sous forme de chaleur mais le complément (de l'ordre de 5 à 10%) demeure emmagasiné dans le métal sous forme de défauts cristallins.

## **Durcissement**

Plusieurs mécanismes peuvent être à l'origine d'un durcissement des matériaux caractérisé par une augmentation de leur limite d'élasticité et de leur résistance à la rupture. Il existe le durcissement par écrouissage (martelage, laminage) qui consiste à augmenter la densité des défauts comme les dislocations. La diminution de la taille de grain permet d'augmenter la surface des joints de grain qui sont des zones de blocage des dislocations, ce qui provoque l'augmentation de la contrainte d'écoulement plastique. Deux autres modes de durcissement, qui concernent uniquement les alliages, sont le durcissement structural par solution solide et par précipitation. Le durcissement s'accompagne généralement d'une perte de ductilité, sa capacité à se déformer avant rupture se réduit. L'art du métallurgiste consistera donc à identifier le matériau assurant le meilleur compromis entre l'amélioration de la résistance à la traction et la conservation d'un bon niveau de ductilité.

**Dureté**

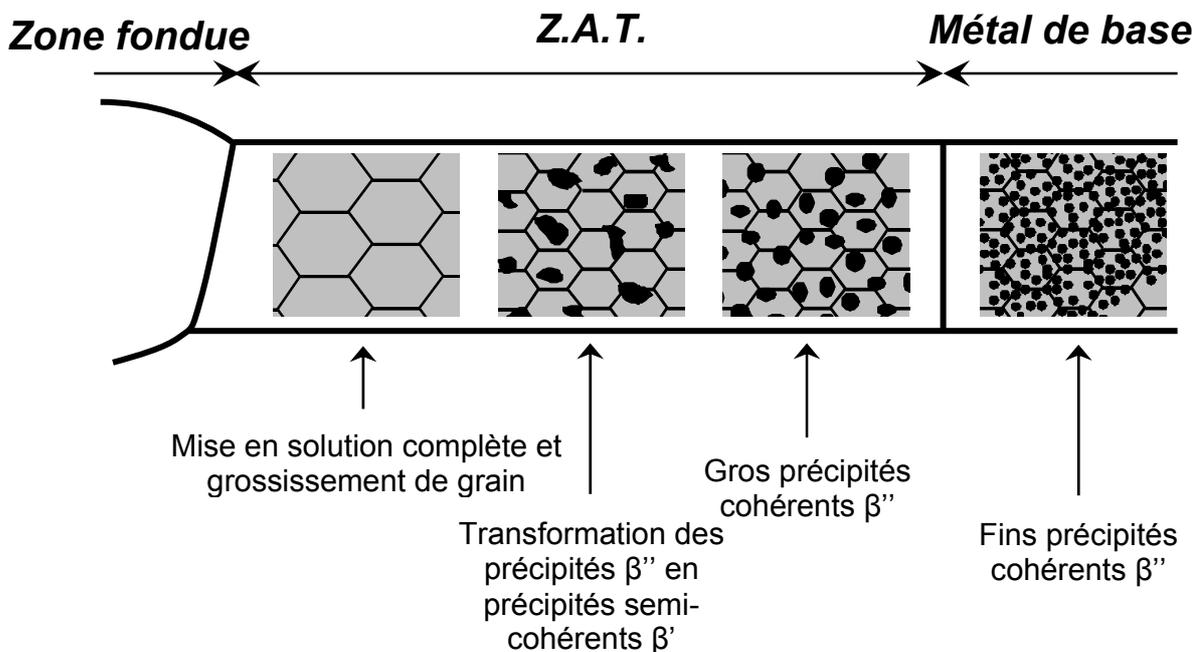
Mesure macroscopique par poinçonnement, indentation de l'enfoncement d'un indenteur sous un chargement défini. La dureté est directement liée à la limite d'élasticité du matériau et permet de rendre compte de son durcissement (effet de l'écroutissage) [KERMOUCHE 05].

**Adoucissement**

Du point de vue mécanique, l'adoucissement correspond à une diminution de la résistance du matériau qui s'accompagne généralement d'une amélioration de sa ductilité. Cette optimisation des propriétés mécaniques macroscopiques est souvent obtenue par traitement thermique (revenu). L'adoucissement peut intervenir, sans pour autant être recherché, sous l'effet de sollicitations thermomécaniques liées à un procédé de fabrication ou lors du fonctionnement en service du composant. Dans ce cas, il doit être maîtrisé.

**Durcissement par précipités**

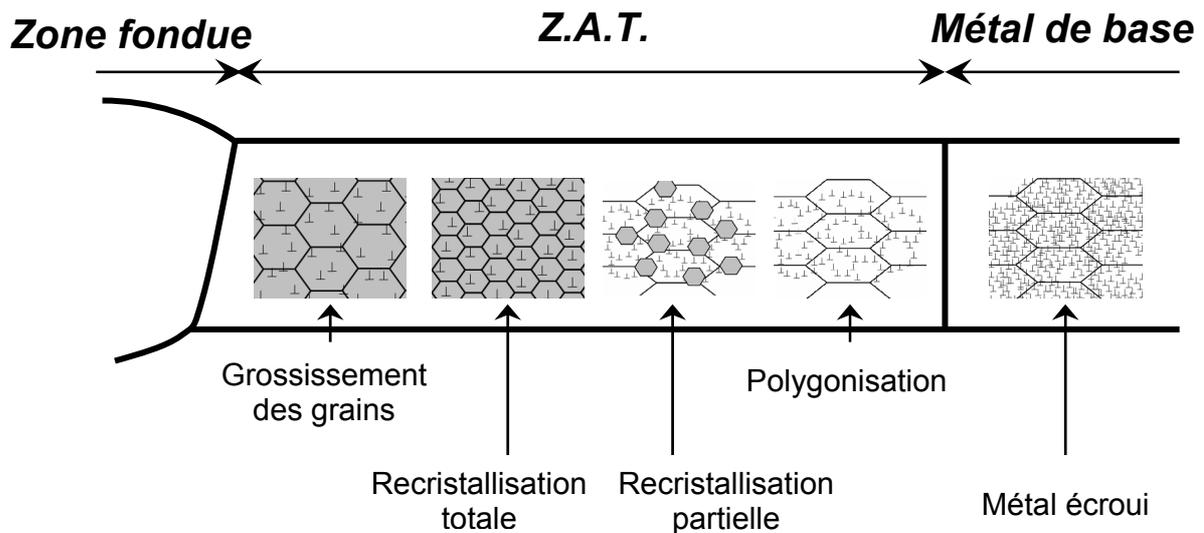
Les précipités jouent un rôle d'obstacles au mouvement des dislocations. La contrainte d'écoulement dépend de leur taille et de leur forme, de la distance entre les particules et de leur fraction volumique. Dans certains alliages, dits à durcissement structural, ces mécanismes de précipitation sont exploités au cours de traitements thermiques particuliers afin d'optimiser la résistance mécanique de l'alliage. Toutefois, un traitement thermique ultérieur ou même une opération de soudage, par activation thermique, peut provoquer la remise en solution des précipités et entraîner une modification du comportement mécanique du matériau.



*Mise en solution des précipités durcissant dans le cas d'une liaison soudée : cas des alliages d'aluminium série 6000.*

## Restauration

Rétablissement au moins partiel des propriétés physiques ou mécaniques d'un métal écroui. La structure écrouie se trouve dans un état hors équilibre. Celle-ci a tendance à retrouver son état d'équilibre, c'est-à-dire à se restaurer, en fonction de la température et du temps de maintien à cette température. Le phénomène de restauration est aussi conditionné à l'importance de la déformation plastique préalable et à la taille initiale des grains. Le processus de restauration se décompose en trois étapes : la polygonisation, la recristallisation et le grossissement des grains.



*Restauration de l'érouissage dans le cas d'une liaison soudée : les trois étapes sont visibles.*

## Polygonisation

Premier stade de la restauration, la polygonisation consiste en une disparition des défauts atomiques (lacunes et atomes interstitiels) puis à une répartition des dislocations en réseaux dont l'énergie est plus faible. En se mouvant sous l'effet de la température en une configuration plus stable, la densité des dislocations diminue assez faiblement. Elles forment alors des parois délimitant des cellules polygonales. A l'issue de ce stade, les propriétés mécaniques sont peu modifiées, tout au plus légèrement adoucies.

## Recristallisation

L'élévation de la température au dessus de 0,4 à 0,5 fois  $\theta_f$  (température de fusion en Kelvin) provoque la seconde étape de la restauration qui s'appelle la recristallisation. La recristallisation consiste en la formation de nouveaux grains s'accompagnant d'une diminution considérable de la densité des dislocations par un processus de germination et croissance nécessitant un temps d'incubation pour débiter. La durée du maintien à haute température joue donc un rôle essentiel sur la cinétique de recristallisation : la restauration de l'érouissage peut donc être totale ou partielle selon la durée du maintien à haute température. Il faut que la structure atteigne un taux

d'écrouissage critique (minimum 2 à 4%) pour qu'il existe des sites dont l'énergie soit suffisante pour favoriser la germination de nouveaux grains. Après recristallisation les nouveaux grains répartis de manière homogène sont équiaxes ou atexturés et en général orientés au hasard ce qui conduit à une structure plus isotrope. La ductilité du matériau augmente fortement. La force motrice de recristallisation est la différence d'énergie interne stockée entre les grains déformés et non déformés.

### **Recristallisation dynamique**

Pour les températures supérieures à la température de recristallisation des matériaux écrouis, des germes de recristallisation apparaissent en même temps que la déformation progresse. Lorsque la microstructure est constituée de sous grains équiaxes formés à l'intérieur des grains de la phase mère, les dislocations s'accumulent progressivement dans les sous-joints ce qui conduit à des désorientations progressives, qui lorsqu'elles atteignent un certain niveau, forment de nouveaux joints de grains. Dans ce cas, il s'agit de recristallisation continue que l'on retrouve plutôt dans les aciers ferritiques. Dans le cas des aciers austénitiques, on observe une recristallisation par germination-croissance aux dépens de la matrice écrouie. Les courbes exprimant la contrainte en fonction de la déformation passent par un maximum mais présentent des oscillations pour des vitesses de sollicitations faibles ou des niveaux de contraintes élevés : c'est la recristallisation dynamique discontinue qui marque une alternance des stades d'écrouissage et de restauration [DEPRADEUX 04].

### **Grossissement des grains**

Au dessus de la température de recristallisation, il se produit un grossissement de certains grains aux dépens d'autres (coalescence). La force motrice qui provoque ce phénomène est la réduction de la surface totale des joints de grain, lieu de concentration d'énergie. Les joints de grains constituant des frontières aux mouvements des dislocations, ce phénomène a pour effet de diminuer la résistance mécanique du matériau.

### **Formabilité**

La formabilité est l'aptitude d'un matériau à la mise en forme, sa capacité à se déformer sans risque de déchirure. En général, la formabilité augmente à mesure que la limite d'élasticité diminue et que la ductilité croît. En présence de phases hétérogènes, agrégats de phases dures (précipités, inclusions) et ductiles, le risque de décohéation des constituants sous de fortes déformations augmente. Ce processus est une première étape à l'apparition de porosités pouvant conduire à l'apparition de défauts macroscopiques. Pour l'emboutissage des tôles les risques de déchirures sont estimés par la mise au point des courbes limites de formage.

**Rupture**

La déformation plastique ne peut se poursuivre indéfiniment. En effet, il existe des obstacles qui s'opposent au déplacement des dislocations (joints de grains, précipités) qui peuvent entraîner l'apparition de microfissures. Ces dernières peuvent coalescer jusqu'à conduire à la rupture de la structure.

**Résistance**

La résistance d'un matériau est caractérisée par la contrainte maximale qu'il peut admettre avant de se rompre. La seule rigidité n'intervient pas pour exprimer la résistance d'une structure, les défauts (fissures, dislocations, porosité...) du matériau ou encore la forme des pièces sont d'une grande influence.

**Ductilité**

La ductilité désigne la capacité que possède le matériau à se déformer de manière permanente avant de rompre. C'est la principale qualité qui est exploitée lors des procédés de mise en forme mais aussi pour le dimensionnement des structures qui s'accommodent à des niveaux de déformations exceptionnels.

**Ténacité**

Cette notion décrit la propriété des matériaux à résister à une propagation brutale de fissure. Ainsi, le verre, bien que possédant une résistance équivalente à certains alliages métalliques, se révèle de faible ténacité par rapport à ces derniers. L'évaluation de la ténacité d'un matériau peut être étudiée sur des éprouvettes pré-fissurées avec des tailles et formes de défaut différentes et des modes de sollicitation divers. La mesure de la ténacité effectuée sur des éprouvettes peut servir de donnée intrinsèque du matériau mais reste difficile à transposer à l'échelle de la structure réelle sans excès de conservatisme.

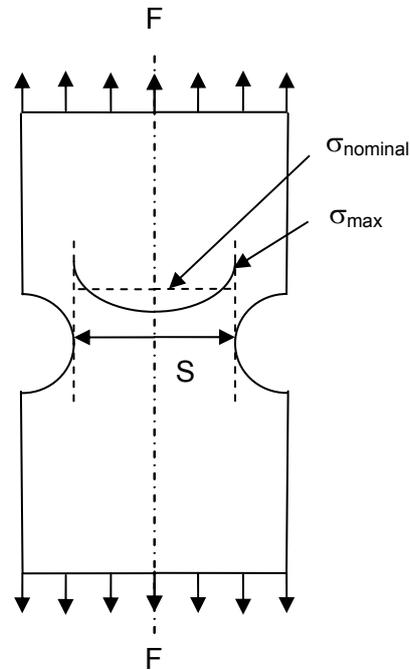
**Rupture fragile**

Rupture s'opérant dans le domaine élastique. Quand les conditions mécaniques (contrainte supérieure à la résistance à la traction) et énergétiques sont réunies la propagation de la fissure est très brutale. Ce mode de rupture dépend des propriétés intrinsèques du matériau (l'énergie élastique libérée suite à la rupture des liaisons atomiques sert à créer des surfaces qui deviennent les lèvres du défaut) mais aussi de la géométrie de la fissure notamment sa longueur et son rayon d'entaille en pointe. La fissure se propage sans augmentation de la charge appliquée.

**Effet d'entaille**

En modifiant la sévérité d'une entaille ou d'une singularité géométrique, il est possible d'atteindre des niveaux très élevés de contraintes triaxiales en fond d'entaille. L'augmentation de l'acuité de l'entaille, facteur purement géométrique, conduit pour tout matériau à réduire sa résistance à la rupture car il n'y a pas dans ce cas de lien avec des phénomènes physiques (densité

et mobilité des dislocations). A partir d'éprouvettes de traction, il est possible d'étudier la charge à rupture en fonction de la sévérité des entailles et de déterminer des critères de rupture basés sur des niveaux et des distributions locales de contraintes et de déformations [BEREMIN 80].

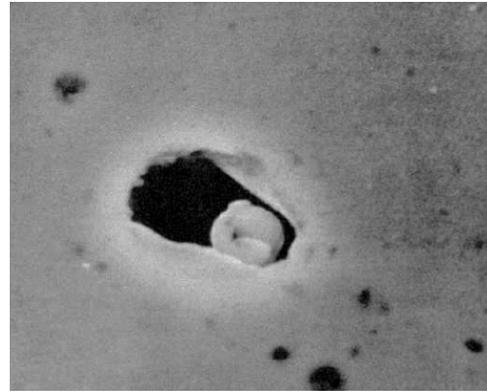


*Éprouvette axisymétrique entaillée : effet de l'entaille*  $\sigma_{\text{nominal}} = \frac{F}{S}$ .

## Rupture ductile

A la différence de la rupture fragile ou brutale, la rupture ductile s'opère avec une plastification locale notable en pointe de fissure ce qui entraîne une modification de la condition énergétique et du mécanisme de propagation de la fissure. Dans le cas d'essais de traction par exemple, l'aire sous la courbe de charge permet de représenter l'énergie dépensée pour que l'éprouvette se rompe. En présence de déformations plastiques, cette énergie est bien plus importante que dans le cas d'une rupture fragile. De plus, le mécanisme de propagation du défaut diffère puisque la déformation plastique provoque un émoussement de la fissure qui la rend moins critique, le facteur d'intensité de contrainte diminue. Il faut donc augmenter le niveau de charge pour faire propager la fissure. Du point de vue microscopique, la rupture ductile s'amorce généralement par la formation de microcavités, par nucléation c'est-à-dire par décohésion de la matrice élasto-plastique autour de particules quasi-rigides (inclusions de sulfure, carbures...) ou rupture de ces dernières. Dans une seconde phase appelée la croissance des cavités, ces dernières grossissent puis finalement se rejoignent

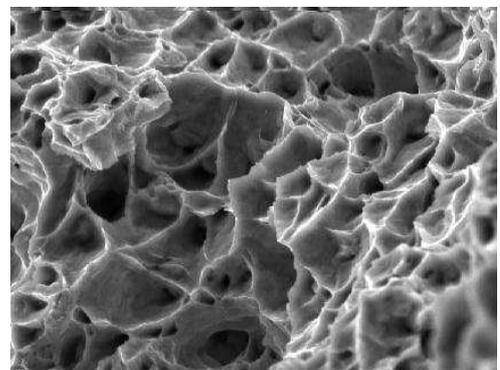
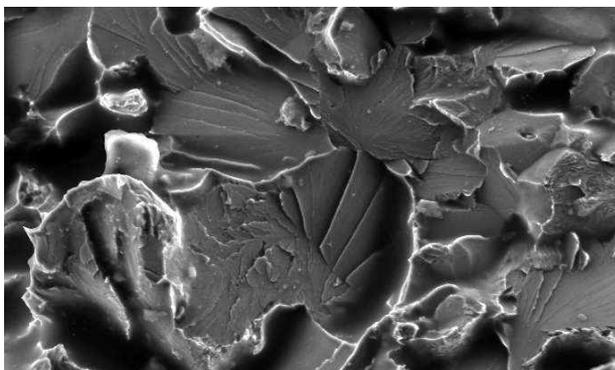
pour former une fissure macroscopique par striction des parois des cavités déjà formées ou par localisation des bandes de cisaillement entre cavités. Cette dernière étape est la coalescence des cavités. Le faciès de rupture est dit à nerfs ou à cupules.



*Décohésion d'une inclusion de sulfure de quelques  $\mu\text{m}$  dans un acier inoxydable austénitique.*

### Transition ductile-fragile

Des essais de traction menés sur un matériau métallique en fonction de la température montrent que la valeur de la limite d'élasticité et la résistance à la traction croissent lorsque la température diminue. Toutefois, l'écart entre ces deux valeurs ainsi que l'allongement à rupture décroissent. Ces dernières grandeurs deviennent même nulles pour une certaine température qui marque la transition ductile-fragile du matériau. Le mouvement des dislocations devient plus difficile à mesure que la température diminue. La contrainte de cisaillement nécessaire au mouvement des dislocations devient si importante que le niveau de contrainte atteint est suffisant pour provoquer la rupture brutale ou rupture par clivage (rupture nette selon des plans cristallographiques) du matériau sans plastification généralisée. L'analyse du faciès ou morphologie des lèvres de la fissure permet de déterminer la nature du mécanisme à l'origine de la propagation du défaut.



*Examen du faciès de rupture au microscope électronique à balayage : rupture par clivage à gauche et rupture ductile à droite.*

### Déformation viscoplastique

Cette déformation se manifeste lorsque se superpose aux phénomènes précédents, le glissement aux joints de grain. Ce dernier est thermiquement activé, la déformation peut se poursuivre à contraintes constantes (essai de fluage), la possibilité d'équilibre n'existe plus.

### Déformation de fluage

Thermiquement activé, ce phénomène est mis en œuvre par différents mécanismes de diffusion à l'état solide :

- La diffusion en volume      Diffusion interstitielle intra-granulaire qui concerne les petits atomes (par exemple le carbone dans l'acier), lacunaire (atomes de taille comparable, par exemple le zinc dans le laiton). Loi linéaire où la vitesse de déformation est proportionnelle à la contrainte appliquée. Ce phénomène s'observe lorsque la température du matériau  $\theta$  est proche de la température de fusion  $\theta_f$ .
- La diffusion aux joints de grain      Loi toujours linéaire entre contrainte et vitesse de déformation mais le processus s'opère à des températures plus basses ( $\frac{\theta}{\theta_f}$  entre 0,5 et 0,8).
- La diffusion au cœur des dislocations      Loi puissance liant la vitesse de déformation à la contrainte appliquée à des températures encore moins élevées ( $\frac{\theta}{\theta_f}$  de 0,3 à 0,5). Déblocage des dislocations arrêtées par les défauts (précipités, inclusions,..., différents points d'ancrage) grâce à la diffusion des atomes à la base du plan supplémentaire permettant ainsi la montée de la dislocation et le contournement de l'obstacle.

### Endommagement de fluage

La température élevée entraîne une augmentation de la concentration des lacunes qui, ajoutée à la densification des dislocations aux joints de grains, favorise le glissement des grains les uns par rapport aux autres. Ceci conduit à l'apparition d'une porosité le long des joints de grain qui provoque la décohésion de ces derniers et entraîne une rupture dite intergranulaire.

### Vieillessement

Instabilité de la structure métallurgique (changement de phase, formation de précipités, croissance de précipités,...). Par exemple, dans le cas de matériaux subissant des radiations, il y a création de lacunes qui, concentrées au niveau des joints de

grain, peuvent entraîner la décohésion de ces derniers sous chargement.

**Effet de la vitesse de déformation**

Pour des vitesses de déformation élevées, le mouvement des dislocations n'est pas assez rapide pour s'accommoder à la déformation imposée. On observe alors une augmentation de la résistance mécanique accompagnée d'une perte de ductilité.

**Fatigue**

La répétition de cycles d'effort (charge - décharge), même pour des niveaux de contraintes inférieurs à la limite d'élasticité du matériau entraîne des modifications de microstructure qui conduisent à la fissuration du métal. Les principaux facteurs qui affectent ainsi l'endurance d'une pièce sont d'ordres métallurgiques, géométriques et liés aux conditions de sollicitation.



---

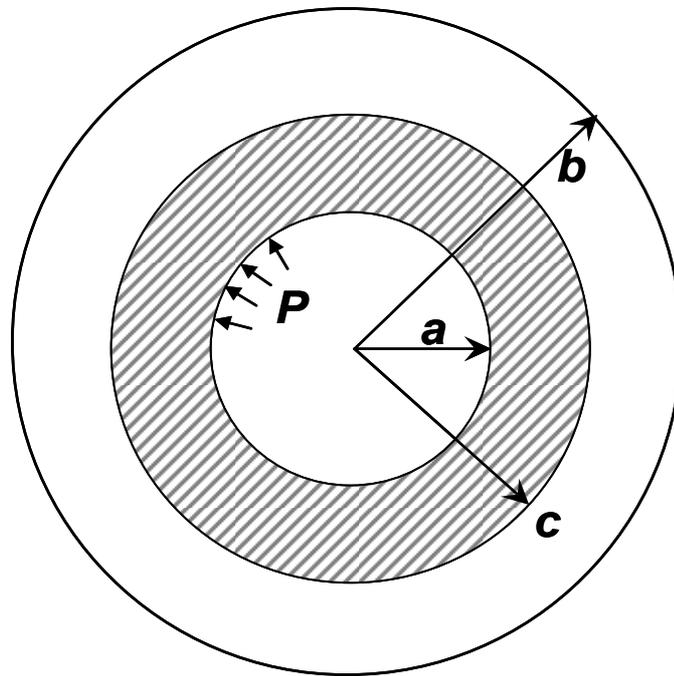
*Annexe 3*

**VIII - LES MODELES DE CROISSANCE DES CAVITES**

---

Pour comprendre l'origine du modèle de croissance des cavités proposé par Rice et Tracey [RICE 69] puis Ledermann [SYSTUS 09], considérons une enveloppe sphérique homogène de rayon intérieur  $a$  et de rayon extérieur  $b$ . La cavité sphérique est soumise à une pression uniforme  $P$  que l'on fait croître à partir d'une valeur initiale nulle. L'objectif de cette analyse présentée par Hill [HILL 50] est de suivre l'évolution de la zone plastique  $c$  en fonction de  $P$ . La première partie de cette annexe permet la compréhension des bases de la mécanique des milieux continus établissant les premiers modèles de croissance de cavité pour la simulation de la déchirure ductile des matériaux.

### L'enveloppe sphérique sous pression.



Considérons dans un premier temps un comportement élastique de la structure. Le volume étudié présente une symétrie sphérique tout comme les conditions aux limites. Les grandeurs seront donc exprimées dans un référentiel sphérique  $(r, \theta, \varphi)$  afin de pouvoir facilement décrire ces conditions de symétrie. Ainsi le champ de déplacement peut s'écrire :

$$u_r = h(r), u_\theta = u_\varphi = 0$$

Les conditions de symétrie en contrainte s'écrivent :

$$\sigma_{rr} = f_1(r), \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\varphi\varphi} = f_2(r), \sigma_{r\theta} = \sigma_{r\varphi} = \sigma_{\theta\varphi} = 0$$

Les conditions de symétrie en déformation s'écrivent :

$$\varepsilon_{rr} = g_1(r), \varepsilon_{\theta\theta} = \varepsilon_{\varphi\varphi} = g_2(r), \varepsilon_{r\theta} = \varepsilon_{r\varphi} = \varepsilon_{\theta\varphi} = 0$$

Les équations d'équilibre se réduisent alors à la relation suivante :

$$\frac{d\sigma_{rr}}{dr} + 2\frac{(\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta})}{r} = 0 \quad (1)$$

avec pour conditions aux limites  $\sigma_{rr}(r = a) = -P$  et  $\sigma_{rr}(r = b) = 0$ .

Les équations cinématiques se ramènent à  $\varepsilon_{rr} = \frac{du_r}{dr}$  et  $\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{u_r}{r}$ .

### Solution élastique

La loi d'élasticité de Hooke impose les relations suivantes :

$$E\varepsilon_{rr} = (\sigma_{rr} - 2\nu\sigma_{\theta\theta}) \text{ et } E\varepsilon_{\theta\theta} = ((1-\nu)\sigma_{\theta\theta} - \nu\sigma_{rr}) \quad (2)$$

où  $E$  et  $\nu$  sont respectivement le module d'élasticité ou module de Young et le coefficient de Poisson. En exprimant ces dernières relations avec le coefficient de Lamé  $\lambda = \frac{\nu E}{(1-2\nu)(1+\nu)}$  et en utilisant les équations cinématiques, on trouve :

$$\sigma_{rr} = \frac{\lambda}{\nu} \left( (1-\nu) \frac{du_r}{dr} + 2\nu \frac{u_r}{r} \right) \text{ et } \sigma_{\theta\theta} = \frac{\lambda}{\nu} \left( \nu \frac{du_r}{dr} + \frac{u_r}{r} \right)$$

Les équations d'équilibre conduisent à l'équation différentielle du second ordre :

$$\frac{d^2 u_r}{dr^2} + \frac{2}{r} \frac{du_r}{dr} - \frac{2u_r}{r^2} = 0 \text{ qui peut s'écrire également } \left( \frac{1}{r^2} (r^2 u_r)_{,r} \right)_{,r} = 0. \text{ La solution de cette}$$

équation est de la forme  $u_r = Ar + \frac{B}{r^2}$ . Les constantes A et B s'obtiennent à partir des conditions aux

limites en repartant des relations donnant  $\sigma_{rr}$  et  $\sigma_{\theta\theta}$  :

$$\sigma_{rr} = \frac{\lambda}{\nu} \left( (1+\nu)A - \frac{2(1-2\nu)B}{r^3} \right) \text{ et } \sigma_{\theta\theta} = \frac{\lambda}{\nu} \left( (1+\nu)A + \frac{(1-2\nu)B}{r^3} \right) \text{ et finalement, on obtient :}$$

$$\sigma_{rr} = -P \frac{\left( \frac{b^3}{r^3} - 1 \right)}{\left( \frac{b^3}{a^3} - 1 \right)}, \quad \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\varphi\varphi} = P \frac{\left( \frac{b^3}{2r^3} + 1 \right)}{\left( \frac{b^3}{a^3} - 1 \right)} \text{ et } u_r = \frac{P}{E} \frac{\left( \frac{(1+\nu)b^3}{2r^2} + (1-2\nu)r \right)}{\left( \frac{b^3}{a^3} - 1 \right)} \quad (3)$$

### Etude élasto-plastique

Pour connaître la pression limite conduisant à la plasticité selon le critère de von Mises, il suffit d'écrire la relation suivante :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{1}{2} \left( (\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta})^2 + (\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\varphi\varphi})^2 + (\sigma_{\varphi\varphi} - \sigma_{rr})^2 + 6\sigma_{r\theta}^2 + 6\sigma_{\theta\varphi}^2 + 6\sigma_{\varphi r}^2 \right)} = |\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}|$$

On retrouve ce seuil en partant du principe que le critère de von Mises, tout comme celui de Tresca, est indépendant de la pression moyenne. En choisissant une pression moyenne égale à  $\sigma_{\theta\theta}$ , le tenseur  $\underline{\sigma} - \sigma_{\theta\theta} \underline{I}$  se réduit à un tenseur uniaxial d'unique composante non nulle  $\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}$ .

Dans le domaine élastique :

$$\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta} = \frac{3Pb^3}{2r^3 \left(1 - \frac{b^3}{a^3}\right)}, \text{ la valeur maximale de cette fonction décroissante en } P \text{ est obtenue en}$$

$r = a$ . C'est donc la première surface à entrer en plasticité dès que la limite en compression  $-\sigma_y$  est atteinte. La pression associée à cet instant est donc :

$$P_e = \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{a^3}{b^3}\right) \quad (4)$$

Intéressons nous maintenant à l'évolution de la zone plastique à l'intérieur de la sphère creuse depuis sa face interne. Lorsque la pression interne augmente, la zone plastique se développe à l'intérieur de l'enveloppe sphérique. Pour des raisons de symétrie, la limite de la zone plastique dans un matériau homogène doit être une surface sphérique dont le rayon est noté  $c$ . Dans la zone élastique les contraintes demeurent donc de la forme :

$$\sigma_{rr} = -C \left( \frac{b^3}{r^3} - 1 \right) \text{ et } \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\varphi\varphi} = C \left( \frac{b^3}{2r^3} + 1 \right)$$

Si l'on considère que l'évolution du rayon de la sphère  $b$  est négligeable. En  $c$ , la surface de la sphère atteint la contrainte seuil ce qui s'écrit :

$$\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta} = -C \frac{3b^3}{2c^3} = -\sigma_y$$

Connaissant  $C$ , on peut donner la valeur des contraintes pour  $c \leq r \leq b$  :

$$\sigma_{rr} = -\frac{2c^3\sigma_y}{3b^3} \left( \frac{b^3}{r^3} - 1 \right) \text{ et } \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\varphi\varphi} = \frac{2c^3\sigma_y}{3b^3} \left( \frac{b^3}{2r^3} + 1 \right) \quad (5)$$

Le vecteur contrainte, sur une facette normale à l'axe  $r$ , prend la même valeur dans la zone élastique et dans la zone plastique à la traversée de la surface  $r = c$ . Sur cette surface, la contrainte normale est alors égale, en valeur absolue, à la limite d'élasticité initiale d'une sphère creuse de rayon intérieur  $c$ , de rayon extérieur  $b$ , soumise à une pression interne, soit selon (4) :

$$\sigma_{rr}(r=c) = -\frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right) \quad (6)$$

En remplaçant  $a$  par  $c$  et  $P$  par  $\sigma_{rr}(r=c)$  dans (4), on obtient une expression du déplacement radial dans la zone élastique  $c \leq r \leq b$  :

$$u_r = \frac{2c^3\sigma_y}{3b^3E} \left( \frac{(1+\nu)b^3}{2r^2} + (1-2\nu)r \right)$$

Pour connaître la solution de la distribution des contraintes et du champ de déplacement dans la zone plastique on dispose des équations d'équilibre (1) et du critère de plasticité  $\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta} = -\sigma_y$ , une fois combinés, donnent la relation :

$$\frac{d\sigma_{rr}}{dr} - 2\frac{\sigma_y}{r} = 0$$

Par intégration, on obtient  $\sigma_{rr} = 2\sigma_y \ln(r) + D$ . La constante  $D$  est déterminée à partir de la solution en  $r = c$  où  $\sigma_{rr}$  est continue :

$$D = -\frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right) - 2\sigma_y \ln(c)$$

Ce qui donne finalement dans la zone plastique  $a \leq r \leq c$  :

$$\sigma_{rr} = -2\sigma_y \ln\left(\frac{c}{r}\right) - \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right) \text{ et } \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\varphi\varphi} = \sigma_y - 2\sigma_y \ln\left(\frac{c}{r}\right) - \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right) \quad (7)$$

On remarque que dans la zone plastique  $\sigma_{rr}$  décroît avec  $r$  croissant, ce qui signifie que  $\sigma_{\theta\theta}$  croît par application du critère de plasticité. Dans la zone élastique, les deux contraintes radiales et circonférentielles décroissent, ce qui montre qu'à la limite de la zone plastique la valeur de la contrainte circonférentielle est maximale.

Selon les relations (7), l'état des contraintes ne dépend que du paramètre  $c$ . Il faut maintenant exprimer la dépendance de  $c$  avec  $P$ . En utilisant la condition aux limites  $\sigma_{rr}(r = a) = -P$ , on obtient :

$$P = 2\sigma_y \ln\left(\frac{c}{a}\right) + \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right) \quad (8)$$

En supposant une transformation infinitésimale de la sphère, il est possible de considérer que  $a$  et  $b$  demeurent constants, ce qui nous permet d'exprimer la variation de  $P$  en fonction de  $c$  qui est toujours positive. Le rayon de la zone plastique croît donc avec  $P$ , ce qui confirme que la plasticité se développe depuis la face interne de la cavité.

$$\frac{dP}{dc} = \frac{2\sigma_y}{c} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right)$$

Le pression limite  $P_l$  est obtenue lorsque l'enveloppe est entièrement plastifiée c'est-à-dire lorsque  $c = b$ , ce qui donne

$$P_l = 2\sigma_y \ln\left(\frac{b}{a}\right) \quad (9)$$

### Détermination du champ de déplacement

Pour déterminer le champ de déplacement dans la zone plastique  $a \leq r \leq c$  qui soit compatible avec les liaisons (cinématiquement admissible), nous utiliserons l'équation de compressibilité dans sa forme intégrée. La déformation plastique ne produit pas de variation de volume. Cette dernière n'est due qu'à la partie élastique de la déformation soit d'après (2) :

$$\varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\theta\theta} + \varepsilon_{\varphi\varphi} = \varepsilon_{rr} + 2\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{du_r}{dr} + 2\frac{u_r}{r} = \frac{1-2\nu}{E} (\sigma_{rr} + 2\sigma_{\theta\theta}) \quad (10)$$

D'après (6), il vient :

$$\frac{du_r}{dr} + 2\frac{u_r}{r} = -\frac{2(1-2\nu)}{E} \sigma_y \left(3 \ln\left(\frac{c}{r}\right) - \frac{c^3}{b^3}\right) \quad (11)$$

En posant  $u_r = \frac{A}{r^2} + r \ln \frac{B}{r}$ , on obtient  $\frac{du_r}{dr} = -\frac{2A}{r^3} + \ln \frac{B}{r} - 1 = -2\frac{u_r}{r} + 3 \ln \frac{B}{r} - 1$ . Par identification, l'intégration de l'équation différentielle nous donne:

$$u_r = \frac{F}{r^2} - \frac{2(1-2\nu)}{E} r \sigma_y \left( \ln\left(\frac{c}{r}\right) + \frac{1}{3} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right) \right)$$

En utilisant la continuité du champ de déplacement à la traversée de la surface ( $r = c$ ), on détermine la constante d'intégration:

$$F = (1-\nu) \frac{c^3 \sigma_y}{E}$$

Et finalement dans la zone plastique :

$$u_r = \frac{r \sigma_y}{E} \left( (1-\nu) \frac{c^3}{r^3} - \frac{2(1-2\nu)}{3} \left( 1 + 3 \ln\left(\frac{c}{r}\right) - \frac{c^3}{b^3} \right) \right) \quad (12)$$

En employant les équations cinématiques, il est possible de calculer les déformations totales à partir de l'expression du champ de déplacement obtenue ci-dessus. Les déformations plastiques sont obtenues par différence entre les déformations totales et les déformations élastiques données par la loi de Hooke :

$$\varepsilon_{rr}^p = \frac{2\sigma_y}{E} (1-\nu) \left( 1 - \frac{c^3}{r^3} \right), \quad \varepsilon_{\theta\theta}^p = \varepsilon_{\varphi\varphi}^p = -\frac{\sigma_y}{E} (1-\nu) \left( 1 - \frac{c^3}{r^3} \right)$$

### Cas d'un cycle de charge-décharge

Par exemple, en suivant un trajet de charge  $0 \rightarrow P_m (P_m > P_d) \rightarrow 0 \rightarrow P_m (P_m > P_d)$ , essayons de déterminer l'évolution des contraintes résiduelles dans l'enveloppe. Le premier chargement est un cycle plastifiant conduisant aux solutions (5) dans la zone élastique et (7) dans la zone plastique. Lors du retour à une pression nulle, en négligeant un éventuel effet Bauschinger, la pièce demeure dans le domaine élastique avec un chargement correspondant à l'opposé du chargement initial  $-P_m$ . Les contraintes résiduelles à l'issue du premier cycle charge/décharge correspondent donc à la différence entre les contraintes calculées en élasto-plasticité et la solution élastique donnée pour un chargement  $P = -P_m$  (3).

Dans la zone plastique  $a \leq r \leq c$  :

$$\begin{aligned} \sigma_{rr}^r &= -2\sigma_y \ln\left(\frac{c}{r}\right) - \frac{2\sigma_y}{3} \left( 1 - \frac{c^3}{b^3} \right) + P_m \frac{\left( \frac{b^3}{r^3} - 1 \right)}{\left( \frac{b^3}{a^3} - 1 \right)} \\ \sigma_{\theta\theta}^r = \sigma_{\varphi\varphi}^r &= \frac{2c^3 \sigma_y}{3b^3} \left( \frac{b^3}{2r^3} + 1 \right) - P_m \frac{\left( \frac{b^3}{2r^3} + 1 \right)}{\left( \frac{b^3}{a^3} - 1 \right)} \end{aligned} \quad (13)$$

Dans la zone restée élastique  $c \leq r \leq b$  :

$$\sigma_{rr}^r = -\frac{2c^3 \sigma_y}{3b^3} \left( \frac{b^3}{r^3} - 1 \right) + P_m \frac{\left( \frac{b^3}{r^3} - 1 \right)}{\left( \frac{b^3}{a^3} - 1 \right)}$$

$$\sigma^r_{\theta\theta} = \sigma^r_{\varphi\varphi} = \frac{2c^3\sigma_y}{3b^3} \left( \frac{b^3}{2r^3} + 1 \right) - P_m \frac{\left( \frac{b^3}{2r^3} + 1 \right)}{\left( \frac{b^3}{a^3} - 1 \right)} \quad (14)$$

Pour replastifier lors du deuxième cycle de chargement, il faut retrouver un point tel que  $\sigma^r_{rr} - \sigma^r_{\theta\theta} = \sigma_y$ . Il a été montré que le premier point à plastifier en compression est le point situé sur la surface en  $r = a$ , ce qui donne d'après les relations (13) :

$$\sigma^r_{rr} - \sigma^r_{\theta\theta} = \sigma_y = -\sigma_y + P_m \frac{3b^3}{2(b^3 - a^3)} \text{ soit } P_m = \frac{4\sigma_y(b^3 - a^3)}{3b^3} = \frac{4\sigma_y}{3} \left( 1 - \frac{a^3}{b^3} \right)$$

D'après (4), cela correspond à la condition  $P_m \geq 2P_e$ .

Dans le cas où il n'y a pas de plastification à la décharge, la structure travaille dans le domaine élastique : on dit qu'elle est adaptée. Les récipients sous pression subissent en général ce type de sollicitation plastifiante (on parle parfois d'épreuve hydraulique) avant mise en fonctionnement : la structure est portée à une pression supérieure à la pression en service.

Pour que la structure demeure dans le même état, partiellement plastique lors du deuxième cycle de charge, il faut également que la pression limite  $P_l$  soit supérieure à  $P_m$ , elle-même supérieure à  $2P_e$ . Ceci conduit à trouver une condition géométrique sur l'enveloppe sphérique et notamment une limite supérieure au rapport  $\frac{a}{b}$  qui permet de respecter l'intégrité de la structure (non-replastification). Il faut donc s'intéresser

à la solution de l'équation suivante tirée des relations (4) et (9) qui sont décroissantes en  $\frac{a}{b}$  et s'égalent à

zéro en  $\frac{a}{b} = 1$  :

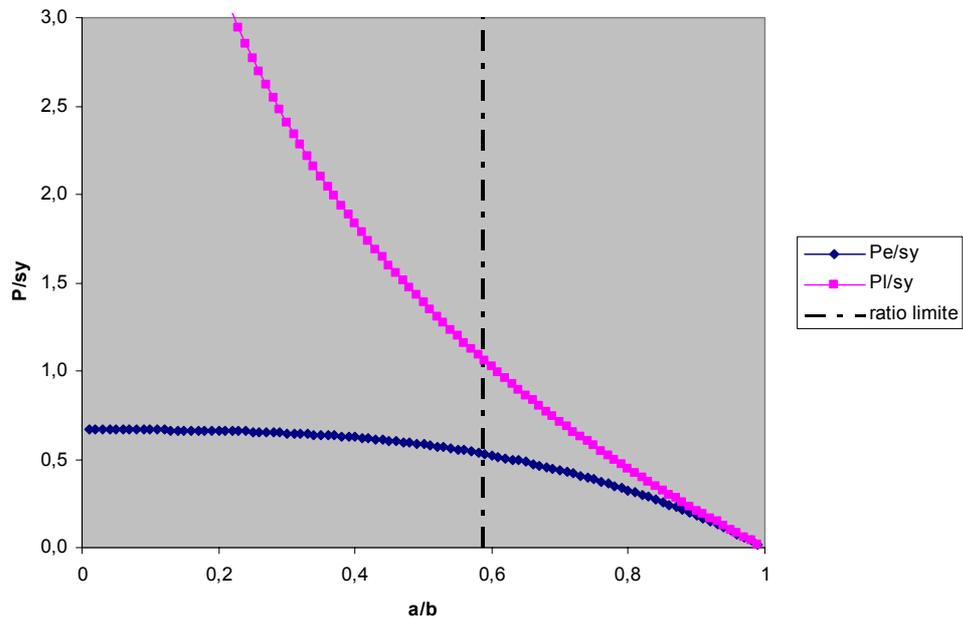
$$2 \ln \left( \frac{b}{a} \right) = \frac{4}{3} \left( 1 - \frac{a^3}{b^3} \right)$$

Cela revient à trouver la racine de l'équation  $f(x) = 2 \ln \left( \frac{1}{x} \right) - \frac{4}{3} (1 - x^3) = 0$ , en posant  $x = \frac{a}{b}$ . La méthode de Newton peut être utilisée pour résoudre numériquement cette équation sachant que  $x$  varie dans l'intervalle  $]0;1[$ . On pose la suite  $x_{n+1} = x_n - \frac{f(x_n)}{f'(x_n)}$ , avec pour condition initiale  $x_0 = 0,01$  et

$f'(x) = -\frac{2}{x} + 4x^2$ . La convergence est obtenue après quelques itérations avec trois chiffres

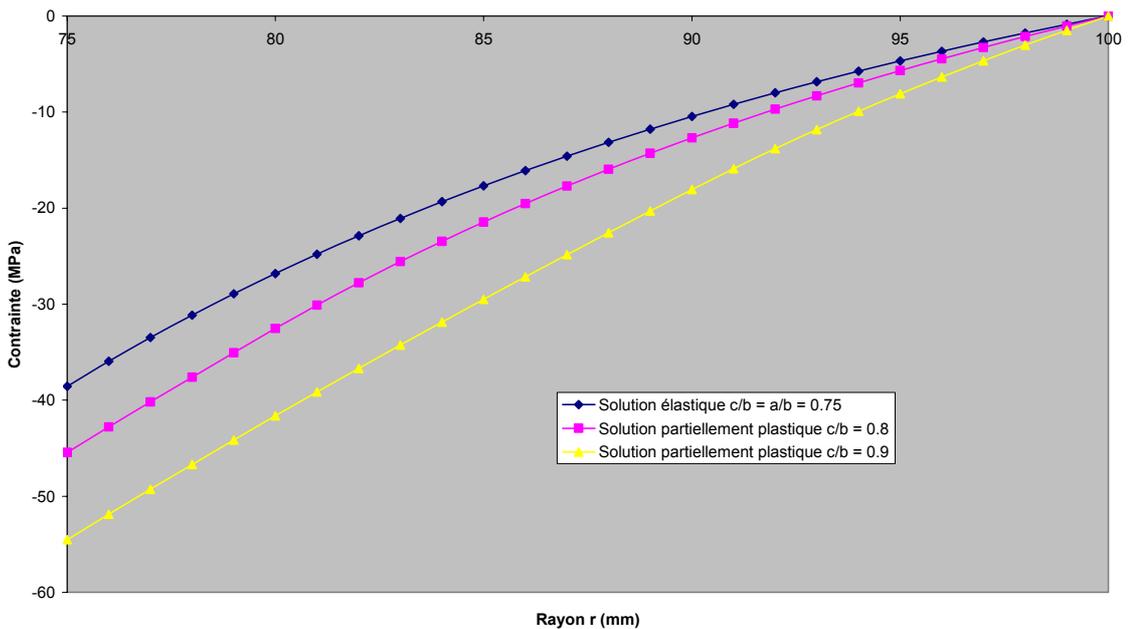
significatifs  $x = \frac{a}{b} \cong 0,588$ .

Variation de  $P_e$  et  $P_l$  en fonction de  $a/b$

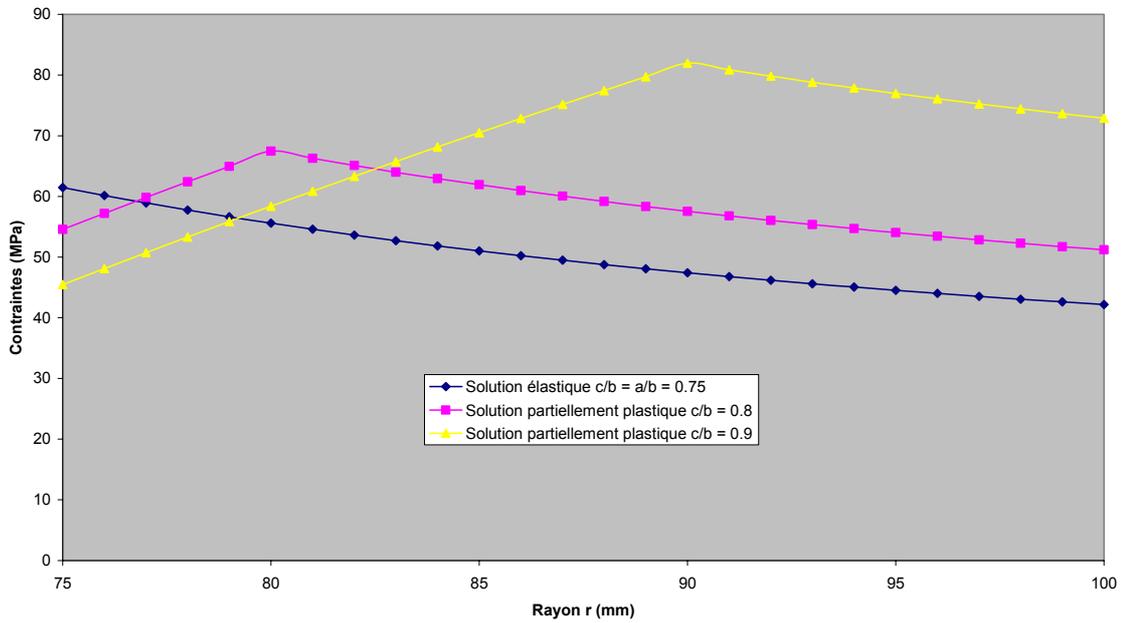


Illustrons ces propos en considérant une sphère creuse de rayon interne  $a = 75$  mm et de rayon externe  $b = 100$  mm. Le ratio  $\frac{a}{b}$  vaut 0,75. Le chargement consiste à appliquer différents niveaux de pression conduisant à l'augmentation de la zone plastique. La limite d'élasticité du matériau est prise à 100 MPa. Les valeurs de  $a$ ,  $b$  et de leur ratio sont choisies volontairement élevées pour disposer de courbes démonstratives. Lorsque la porosité des métaux est étudiée, les valeurs de  $a$  sont de l'ordre de grandeur de la demi-largeur moyenne des inclusions ce qui conduit à des ratios  $\frac{a}{b}$  d'environ 0,05.

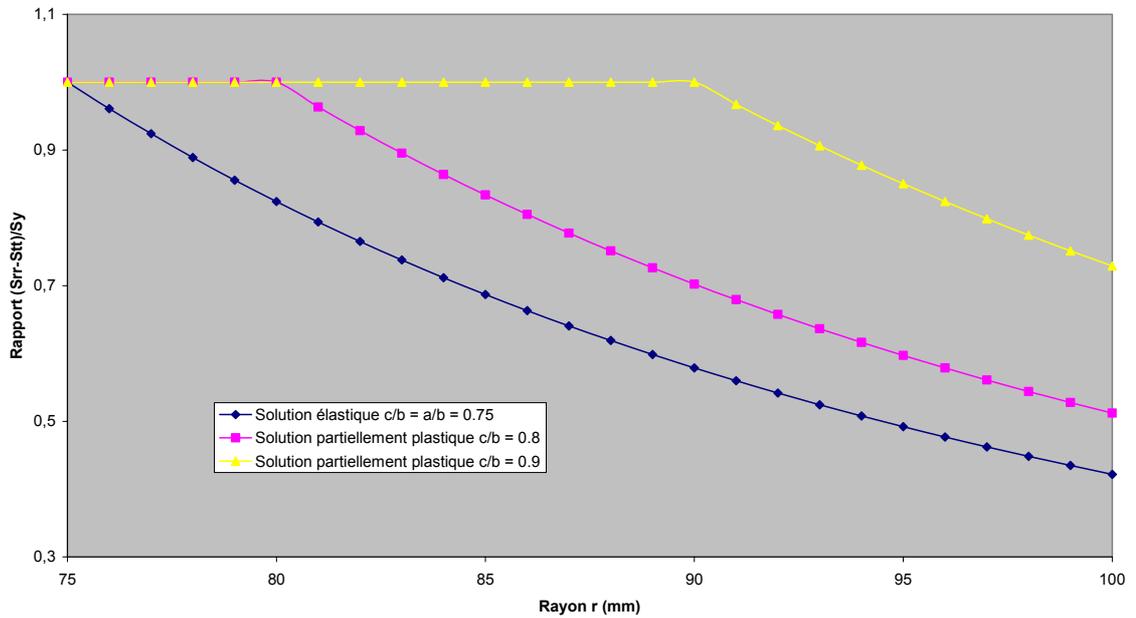
Evolution des contraintes radiales pour différents niveaux de chargement



Evolution des contraintes circonférentielles pour différents niveaux de chargement



Evolution de la zone plastique pour différents niveau de chargement

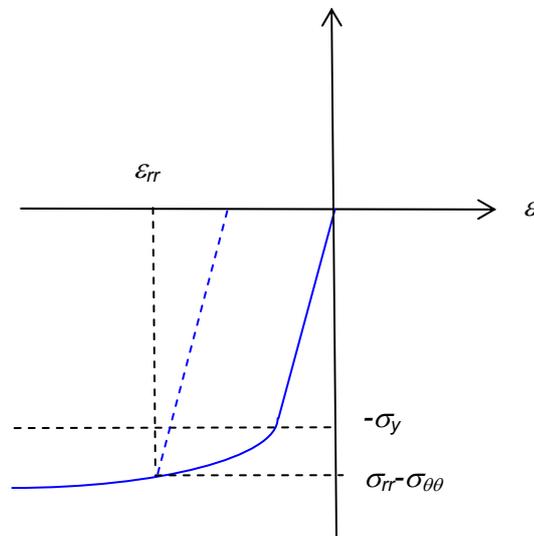


Dans le cas où la remise en charge conduit à une replastification,  $P_m > 2P_e$ , un phénomène de fatigue oligocyclique peut être observé, celui-ci pouvant conduire à la ruine de la structure après un nombre de cycles relativement faible. Dans la réalité, les hypothèses conduites pour mener cette analyse deviennent rapidement caduques (petites déformations, géométrie sphérique et symétrie associée, chargement purement mécanique, comportement mécanique complexe du matériau : viscoplasticité, écrouissage...) et il est alors nécessaire d'employer d'autres techniques de calcul. La méthode des éléments finis devient un

outil extrêmement puissant dans la mesure où l'analyse des résultats peut être faite en se référant à des cas simples comme celui étudié dans cette annexe.

**Etude d'un matériau avec écouissage**

Etendons l'analyse ainsi faite au cas d'un matériau avec écouissage :  $\sigma = \sigma_y + H(\varepsilon)$  où  $\varepsilon$  est la déformation logarithmique totale. Précédemment, nous avons remarqué, que le chargement des éléments de l'enveloppe sphérique est constitué par la superposition d'un tenseur hydrostatique  $\sigma_{\theta\theta} \underline{I}$  et d'un chargement uniaxial en compression de seule composante non nulle  $\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}$ . Le critère de plasticité peut donc s'écrire en décomposant la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique :



$$-(\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}) = \sigma_y + H\left(\left(\frac{1-2\nu}{E}\right)\sigma_{\theta\theta} - \varepsilon_{rr}\right) \text{ où } \left(\frac{1-2\nu}{E}\right)\sigma_{\theta\theta} \text{ représente la déformation élastique liée}$$

à la partie hydrostatique du chargement. Les équations cinématiques nous montrent que  $\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{u_r}{r}$ , soit

$$d\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{dr}{r}. \text{ Par intégration, nous obtenons } \varepsilon_{\theta\theta} = \int_{r_0}^r \frac{dr}{r} = \ln\left(\frac{r}{r_0}\right). \text{ La relation (10) nous permet finalement}$$

d'obtenir :

$$\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{rr} = \sigma_y + H\left(2 \ln\left(\frac{r}{r_0}\right) - \frac{(1-2\nu)}{E}(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})\right)$$

L'équation d'équilibre (1) nous permet d'écrire :

$$\frac{d\sigma_{rr}}{dr} = 2 \frac{(\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta})}{r} = \frac{2\sigma_y}{r} + \frac{2H\left(2 \ln\left(\frac{r}{r_0}\right) - \frac{(1-2\nu)}{E}(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})\right)}{r} \text{ qui donne l'évolution de la}$$

contrainte radiale à chaque étape de la croissance de la cavité. En considérant le matériau incompressible

$\nu = \frac{1}{2}$  et à partir de la condition au limites en  $r = c$  (6), il est possible d'intégrer cette équation pour un trajet de  $r$  à  $c$ .

$$\sigma_{rr} = -2\sigma_y \ln\left(\frac{c}{r}\right) - 2 \int_r^c H\left(2 \ln\left(\frac{r}{r_0}\right) \frac{dr}{r}\right) - \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{c^3}{b^3}\right)$$

La pression interne est alors :

$$P = 2\sigma_y \ln\left(\frac{c}{a}\right) + 2 \int_a^c H\left(2 \ln\left(\frac{r}{r_0}\right)\right) \frac{dr}{r} + \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 - \frac{a^3}{b^3}\right)$$

A présent, considérons un élément de la structure placé à un rayon  $r$  dans la zone plastique quand le rayon de la cavité vaut  $a$ . Si l'on suppose qu'initialement la sphère était pleine,  $a_0 = 0$ , et que l'élément pris en compte se situait à ce moment en  $r_0$ , la conservation du volume dans la zone plastique nous amène à écrire:

$$a^3 - a_0^3 = r^3 - r_0^3 \text{ soit } r^3 = a^3 - r_0^3$$

De plus par le changement de variable  $t = \frac{r}{a}$ , nous retrouvons l'expression générale de [HILL 50] qui donne l'évolution de la pression hydrostatique à l'intérieur d'une cavité sphérique dans un milieu élasto-plastique infini ( $b$  tend vers l'infini):

$$P = \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 + \ln\left(\frac{c}{a}\right)^3\right) + 2 \int_1^{\frac{c}{a}} H\left(\frac{2}{3} \ln\left(\frac{t^3}{t^3 - 1}\right)\right) \frac{dt}{t} \quad (15)$$

[BISHOP 45], fait l'hypothèse d'un matériau incompressible plus tôt dans l'analyse et aboutit à la même expression de  $P$  dans le cas d'une cavité sphérique. Il propose également à la suite de cette démonstration l'expression de  $P$  dans le cas d'une pente d'écoulement  $H'$  constante :

$$P = \frac{2\sigma_y}{3} \left(1 + \ln\left(\frac{c}{a}\right)^3\right) + \frac{2\pi^2 H'}{27}$$

Désignons par  $v$  la vitesse radiale d'un élément de matière dans la zone plastique, ce qui signifie que l'élément se déplace radialement d'une quantité  $dr = vdc$  lorsque la frontière plastique se déplace vers l'extérieure d'une distance  $dc$ . L'incompressibilité conduit à l'équation suivante dans sa forme incrémentale :

$$d\varepsilon_{rr} + d\varepsilon_{\theta\theta} + d\varepsilon_{\phi\phi} = d\varepsilon_{rr} + 2d\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{dv}{dr} dc + 2 \frac{vdc}{r} = 0 \text{ soit } \frac{dv}{dr} + 2 \frac{v}{r} = 0$$

Par intégration,  $v = \frac{G}{r^2}$ . La constante d'intégration  $G$  peut être obtenue par la relation suivante :

$$\frac{dv}{dr} = -\frac{2G}{r^3} = \frac{d\varepsilon_{rr}}{dc} = -\frac{d\varepsilon}{dc}$$

L'incrément de déformation totale  $\varepsilon$  de l'essai de traction uniaxial s'identifie à l'incrément de déformation équivalente totale dans le cas tridimensionnel ; ainsi pour  $r = c$ , on trouve :

$$G = \frac{c^3 (d\varepsilon_{eq})^c}{2dc}$$

En considérant que le rayon de la zone plastique  $c$  est suffisamment grand, nous pouvons employer les notations de Rice et Tracey et finalement :

$$v = \frac{c^3 (d\varepsilon_{eq}^\infty)}{2r^2 dc} = \frac{dr}{dc}$$

Ce qui nous amène, à l'intérieur de la cavité, en  $r = a$ , à la relation suivante :

$$\frac{da}{a} = \frac{1}{2} \left( \frac{c}{a} \right)^3 d\varepsilon_{eq}^\infty \quad \text{où nous appellerons désormais le rayon de la cavité R.} \quad (16)$$

Dans le cas de la plasticité parfaite, il est trivial de déterminer le rapport  $\frac{c}{a}$  à partir de l'expression (8) lorsque  $b$  tend vers l'infini :

$$P = \frac{2\sigma_y}{3} \left( 1 + \ln \left( \frac{c}{a} \right)^3 \right) \quad \text{soit} \quad \left( \frac{c}{a} \right)^3 = \frac{1}{e} e^{\frac{3P}{2\sigma_y}}$$

L'expression du grossissement de cavité (16) s'écrit dans ce cas particulier :

$$\frac{dR}{R} = \frac{1}{2e} e^{\frac{3P}{2\sigma_y}} d\varepsilon_{eq}^\infty = 0,184 e^{\frac{3P}{2\sigma_y}} d\varepsilon_{eq}^\infty$$

Rappelons ici le modèle de Rice et Tracey permettant de suivre la vitesse de croissance de cavités sphériques, dans un milieu infini constitué d'un matériau parfaitement plastique :

$$\frac{dR}{R} = 0,283 e^{\frac{3P}{2\sigma_y}} d\varepsilon_{eq}^\infty \quad (17)$$

L'approche de Hill nous permet de retrouver la dépendance exponentielle du grossissement des cavités en fonction de la triaxialité (rapport entre la contrainte moyenne et la limite d'élasticité) mis en évidence par Rice et Tracey. La seule différence entre les deux expressions vient du coefficient 0,283 qui diffère de 0,184, ceci s'expliquant par les conditions aux limites particulières employées par chacune des deux approches. Rice et Tracey constatent que, pour des triaxialités importantes, la part de croissance du trou due à l'augmentation de volume gardant la symétrie sphérique est très supérieure à la part changeant uniquement la forme à volume constant. L'obtention du facteur 0,283 est basée sur l'utilisation d'un champ de déplacement décrivant ces hypothèses et en appliquant le critère de von Mises pour le calcul de la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$ .

Pour utiliser le modèle de Ledermann, nous considérons les conditions aux limites particulières du modèle de Rice et Tracey. Ainsi, pour une pente d'écrouissage quelconque, le rapport  $\frac{c}{a}$  est déterminé en résolvant l'équation basée sur l'équation suivante tirée de (15) et (16) :

$$0,283e^{\frac{3P}{2\sigma_y}} = \frac{1}{2} \left( \frac{c}{a} \right)^3 e^{2 \int_1^{\frac{c}{a}} \frac{3}{2\sigma_y} H \left( \frac{2}{3} \ln \left( \frac{t^3}{t^3-1} \right) \right) dt}$$

La racine de l'équation précédente est déterminée par approximations successives à l'aide d'une méthode par dichotomie sur l'intervalle de solution ]1,x]. L'intégrale peut être obtenue par intégration avec la méthode de Newton-Côtes d'ordre  $n$  (avec  $n > 100$  pour une meilleure approximation). Le grossissement de la cavité sera ensuite considéré positif ou négatif selon le signe de  $P$ .

Le modèle de Rice et Tracey a également été adapté pour prendre en compte l'écroûissage et le cas des chargements cycliques lors desquels les cavités sont susceptibles de se refermer ; ainsi :

$$\frac{dR}{R} = 0,283.2. \sinh^{\beta \frac{P}{\sigma_{eq}}} d\varepsilon_{eq}^{\infty} \quad (18)$$

où  $\beta$  devient un paramètre ajustable.

Il a été montré que, pour des taux de triaxialité équivalents, le modèle de Ledermann et celui de Rice et Tracey ainsi modifié donnent des lois de croissance des trous similaires. La représentativité du modèle de Ledermann avec écroûissage linéaire est liée à la qualité de représentation de ce modèle de comportement vis-à-vis du matériau réel. Le cadre d'utilisation du modèle avec écroûissage linéaire se limitera à l'utilisation d'un matériau présentant cette caractéristique. Dans le cas d'une forte dépendance de la pente d'écroûissage avec la déformation, mieux vaudra utiliser un modèle d'écroûissage isotrope non-linéaire ou cinématique non-linéaire en cas de chargements cycliques [GALLEE 08].

Pour calculer le grossissement des cavités à chaque étape  $n$  d'un chargement donné, l'équation (18) doit être intégrée du chargement 0 au chargement  $n$  par la relation suivante :

$$\ln \left( \frac{R}{R_0} \right)_n = \sum_0^n \frac{dR}{R}$$

avec pour condition initiale  $\frac{R}{R_0} = 1$  soit :

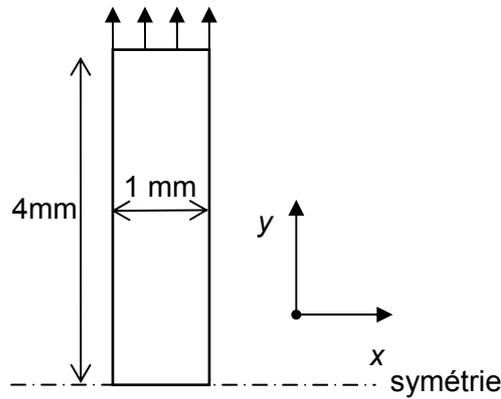
$$\ln \left( \frac{R}{R_0} \right)_n = \ln \left( \frac{R}{R_0} \right)_{n-1} + \frac{dR}{R}$$

L'incrément de déformation équivalente est donné par

$$(d\varepsilon_{eq})_n = \sqrt{\frac{2}{3}} (d\varepsilon_{ij})_n (d\varepsilon_{ij})_n \quad \text{avec} \quad (d\varepsilon_{ij})_n = (\varepsilon_{ij})_n - (\varepsilon_{ij})_{n-1}$$

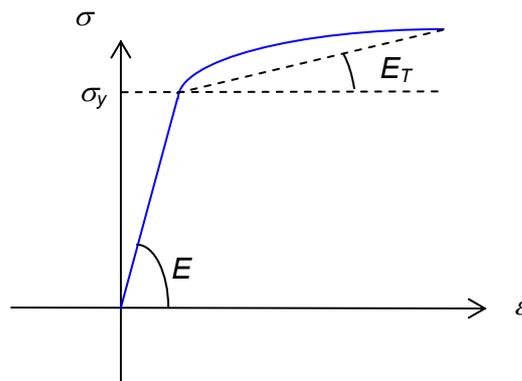
### Qualification de l'implémentation des critères de rupture

En ce qui concerne la validation d'un critère, nous choisissons le cas simple d'une éprouvette de traction lisse avec déformations imposées, en se plaçant toujours dans le cadre de l'hypothèse des petites perturbations, la déformation est imposée de manière incrémentale par paliers de 0,0025.



Pour représenter le comportement élasto-plastique du matériau, le modèle de Prager utilisant le critère de Von Mises et une règle d'écrouissage cinématique linéaire sont utilisés. La limite d'élasticité initiale du matériau est  $\sigma_y$ .  $\underline{\chi}$  est un tenseur déviatorique modélisant l'écrouissage cinématique et  $\underline{s}$  est le déviateur du tenseur des contraintes  $\underline{\sigma}$  :

$$f(\underline{\sigma}_{ij}, \underline{\chi}_{ij}) = \sigma_y \text{ avec } f(\underline{\sigma}_{ij}, \underline{\chi}_{ij}) = \sqrt{\frac{3}{2} (s_{ij} - \chi_{ij})(s_{ij} - \chi_{ij})} \text{ et } \chi_{ij} = \frac{2}{3} H \varepsilon_{ij}^p$$



$H = \frac{d\sigma_{eq}}{d\varepsilon_{eq}^p}$  est la pente d'écrouissage. A noter que cette dernière peut être identifiée à partir d'un essai de traction uniaxial comme celui illustré sur la figure ci-dessus par la formule :

$$\frac{1}{H} = \frac{d\varepsilon^p}{d\sigma} = \frac{d(\varepsilon - \varepsilon_e)}{d\sigma} = \frac{1}{E_T} - \frac{1}{E} \text{ soit } H = \frac{E \cdot E_T}{E - E_T}.$$

Dans le cas d'un essai de traction uniaxial, les équations cinématiques se ramènent à  $\varepsilon_{xx} = \frac{du_x}{dx}$ ,  $\varepsilon_{yy} = \frac{du_y}{dy}$  (déformation imposée) et  $\varepsilon_{zz} = \frac{du_z}{dz}$ . La loi d'élasticité de Hooke impose les relations suivantes :

$$\varepsilon_{yy} = \frac{\sigma_{yy}}{E}$$

et par symétrie de révolution selon l'axe de l'éprouvette lisse cylindrique :

$$\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{zz} = -\nu \frac{\sigma_{yy}}{E}$$

La seule composante du tenseur des contraintes non nulle est  $\sigma_{yy} = E\varepsilon_{yy}$ .

$$\underline{\sigma} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \text{ et } \underline{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{xx} \end{bmatrix}$$

Dans le cas où le matériau atteint le seuil de plasticité,  $\sigma_{yy} = \sigma_y$ , il est possible d'utiliser l'hypothèse d'incompressibilité de la zone plastique, qui s'écrit  $\varepsilon_{xx}^p + \varepsilon_{yy}^p + \varepsilon_{zz}^p = 0$ , pour déterminer les composantes plastiques du tenseur des déformations. Toujours d'après l'hypothèse de symétrie de révolution, il vient  $\varepsilon_{xx}^p = \varepsilon_{zz}^p = -\frac{\varepsilon_{yy}^p}{2}$ . L'application du critère de plasticité fournit une relation supplémentaire qui permet d'écrire :

$$\underline{s} - \underline{\chi} = \begin{bmatrix} -\frac{1}{3}\sigma_{yy} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{2}{3}\sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3}\sigma_{yy} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} -\frac{1}{3}H\varepsilon_{yy}^p & 0 & 0 \\ 0 & \frac{2}{3}H\varepsilon_{yy}^p & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3}H\varepsilon_{yy}^p \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -\frac{1}{3}(\sigma_{yy} - H\varepsilon_{yy}^p) & 0 & 0 \\ 0 & \frac{2}{3}(\sigma_{yy} - H\varepsilon_{yy}^p) & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3}(\sigma_{yy} - H\varepsilon_{yy}^p) \end{bmatrix}$$

Pour le développement du critère il est possible d'obtenir  $|\sigma_{yy} - H\varepsilon_{yy}^p| = \sigma_y$  soit, d'après le courbe de charge d'un essai de traction ou compression uniaxial,  $|\sigma - H\varepsilon^p| = \sigma_y$

Dans le cas où  $H\varepsilon^p \leq \sigma$ ,  $\sigma - H\left(\varepsilon - \frac{\sigma}{E}\right) = \sigma_y$ , ce qui permet de trouver  $\sigma = \frac{\varepsilon EH + E\sigma_y}{E + H}$ .

Dans le cas où  $H\varepsilon^p \geq \sigma$ ,  $H\left(\varepsilon - \frac{\sigma}{E}\right) - \sigma = \sigma_y$ , ce qui permet de trouver  $\sigma = \frac{\varepsilon EH - E\sigma_y}{E + H}$ .

Considérons un matériau en acier. Les propriétés mécaniques de cet alliage sont les suivantes :

$$E = 200000 \text{ MPa}$$

$$\nu = 0.3$$

$$\sigma_y = 1000 \text{ MPa}$$

Afin d'obtenir des augmentations de contrainte de 10 MPa à chaque incrément de déformation de 0,0025

dans le domaine plastique, il est possible de déterminer la pente  $H$  telle que  $H = \frac{E\dot{\sigma}}{E\dot{\varepsilon} - \dot{\sigma}} = 4081.63 \text{ MPa}$

L'ensemble des valeurs analytiques pour un cycle de traction-compression est donné dans le tableau à la page suivante. A partir de ces évolutions de contraintes et déformations, il est possible de valider la

numérisation de la loi de comportement puis d'intégrer les valeurs de  $\frac{dR}{R}$  pour suivre l'évolution du

grossissement de cavités à partir des formules établies dans cette annexe et finalement en valider l'implémentation dans un code de calcul.

Annexe 3

dL	$\delta_{eyy}$	$\varepsilon_{yy}$	L0	E	Nu	Sig0	H	Sigyy	Epyy	Sigyy-HEpyy	Eeyy	sign(Sm)	dEqp	dEcum
0,00	0	0,0000	4	200000	0,3	1000	4081,63	0	0,00000	0	0,00000	0	0	0,000000
0,01	0,0025	0,0025	4	200000	0,3	1000	4081,63	500	0,00000	500	0,00250	1	0,00000	0,000000
0,02	0,0025	0,0050	4	200000	0,3	1000	4081,63	1000	0,00000	1000	0,00500	1	0,00000	0,000000
0,03	0,0025	0,0075	4	200000	0,3	1000	4081,63	1010,00	0,00245	1000,00	0,00505	1	0,00245	0,002450
0,04	0,0025	0,0100	4	200000	0,3	1000	4081,63	1020,00	0,00490	1000,00	0,00510	1	0,00245	0,004900
0,05	0,0025	0,0125	4	200000	0,3	1000	4081,63	1030,00	0,00735	1000,00	0,00515	1	0,00245	0,007350
0,06	0,0025	0,0150	4	200000	0,3	1000	4081,63	1040,00	0,00980	1000,00	0,00520	1	0,00245	0,009800
0,07	0,0025	0,0175	4	200000	0,3	1000	4081,63	1050,00	0,01225	1000,00	0,00525	1	0,00245	0,012250
0,08	0,0025	0,0200	4	200000	0,3	1000	4081,63	1060,00	0,01470	1000,00	0,00530	1	0,00245	0,014700
0,09	0,0025	0,0225	4	200000	0,3	1000	4081,63	1070,00	0,01715	1000,00	0,00535	1	0,00245	0,017150
0,10	0,0025	0,0250	4	200000	0,3	1000	4081,63	1080,00	0,01960	1000,00	0,00540	1	0,00245	0,019600
0,11	0,0025	0,0275	4	200000	0,3	1000	4081,63	1090,00	0,02205	1000,00	0,00545	1	0,00245	0,022050
0,12	0,0025	0,0300	4	200000	0,3	1000	4081,63	1100,00	0,02450	1000,00	0,00550	1	0,00245	0,024500
0,13	0,0025	0,0325	4	200000	0,3	1000	4081,63	1110,00	0,02695	1000,00	0,00555	1	0,00245	0,026950
0,14	0,0025	0,0350	4	200000	0,3	1000	4081,63	1120,00	0,02940	1000,00	0,00560	1	0,00245	0,029400
0,15	0,0025	0,0375	4	200000	0,3	1000	4081,63	1130,00	0,03185	1000,00	0,00565	1	0,00245	0,031850
0,16	0,0025	0,0400	4	200000	0,3	1000	4081,63	1140,00	0,03430	1000,00	0,00570	1	0,00245	0,034300
0,17	0,0025	0,0425	4	200000	0,3	1000	4081,63	1150,00	0,03675	1000,00	0,00575	1	0,00245	0,036750
0,18	0,0025	0,0450	4	200000	0,3	1000	4081,63	1160,00	0,03920	1000,00	0,00580	1	0,00245	0,039200
0,19	0,0025	0,0475	4	200000	0,3	1000	4081,63	1170,00	0,04165	1000,00	0,00585	1	0,00245	0,041650
0,20	0,0025	0,0500	4	200000	0,3	1000	4081,63	1180,00	0,04410	1000,00	0,00590	1	0,00245	0,044100
0,19	-0,0025	0,0475	4	200000	0,3	1000	4081,63	680,00	0,04410	500,00	0,00340	1	0,00000	0,044100
0,18	-0,0025	0,0450	4	200000	0,3	1000	4081,63	180,00	0,04410	0,00	0,00090	1	0,00000	0,044100
0,17	-0,0025	0,0425	4	200000	0,3	1000	4081,63	-320,00	0,04410	-500,00	-0,00160	-1	0,00000	0,044100
0,16	-0,0025	0,0400	4	200000	0,3	1000	4081,63	-820,00	0,04410	-1000,00	-0,00410	-1	0,00000	0,044100
0,15	-0,0025	0,0375	4	200000	0,3	1000	4081,63	-830,00	0,04165	-1000,00	-0,00415	-1	0,00245	0,046550
0,14	-0,0025	0,0350	4	200000	0,3	1000	4081,63	-840,00	0,03920	-1000,00	-0,00420	-1	0,00245	0,049000
0,13	-0,0025	0,0325	4	200000	0,3	1000	4081,63	-850,00	0,03675	-1000,00	-0,00425	-1	0,00245	0,051450
0,12	-0,0025	0,0300	4	200000	0,3	1000	4081,63	-860,00	0,03430	-1000,00	-0,00430	-1	0,00245	0,053900
0,11	-0,0025	0,0275	4	200000	0,3	1000	4081,63	-870,00	0,03185	-1000,00	-0,00435	-1	0,00245	0,056350
0,10	-0,0025	0,0250	4	200000	0,3	1000	4081,63	-880,00	0,02940	-1000,00	-0,00440	-1	0,00245	0,058800
0,09	-0,0025	0,0225	4	200000	0,3	1000	4081,63	-890,00	0,02695	-1000,00	-0,00445	-1	0,00245	0,061250
0,08	-0,0025	0,0200	4	200000	0,3	1000	4081,63	-900,00	0,02450	-1000,00	-0,00450	-1	0,00245	0,063700
0,07	-0,0025	0,0175	4	200000	0,3	1000	4081,63	-910,00	0,02205	-1000,00	-0,00455	-1	0,00245	0,066150
0,06	-0,0025	0,0150	4	200000	0,3	1000	4081,63	-920,00	0,01960	-1000,00	-0,00460	-1	0,00245	0,068600
0,05	-0,0025	0,0125	4	200000	0,3	1000	4081,63	-930,00	0,01715	-1000,00	-0,00465	-1	0,00245	0,071050
0,04	-0,0025	0,0100	4	200000	0,3	1000	4081,63	-940,00	0,01470	-1000,00	-0,00470	-1	0,00245	0,073500
0,03	-0,0025	0,0075	4	200000	0,3	1000	4081,63	-950,00	0,01225	-1000,00	-0,00475	-1	0,00245	0,075950
0,02	-0,0025	0,0050	4	200000	0,3	1000	4081,63	-960,00	0,00980	-1000,00	-0,00480	-1	0,00245	0,078400
0,01	-0,0025	0,0025	4	200000	0,3	1000	4081,63	-970,00	0,00735	-1000,00	-0,00485	-1	0,00245	0,080850
0,00	-0,0025	0,0000	4	200000	0,3	1000	4081,63	-980,00	0,00490	-1000,00	-0,00490	-1	0,00245	0,083300

N° d'ordre : 540 MI

Vincent ROBIN

FROM THE NUMERICAL MODELING OF MANUFACTURING  
PROCESSES AND WELDING IN PARTICULAR TO THE MECHANICAL  
BEHAVIOR OF WELDMENTS

Speciality : Mechanical engineering

Keywords : numerical simulation, finite element method, manufacturing processes,  
welding, residual stresses, fracture mechanics, ductile tearing

Abstract :

Nowadays the numerical simulation of welding can solve the control of the process by predicting the residual state of the structure. So, one of the specific goal of this PhD work is to draw up a review of the supply of the simulation of processes, namely welding in the industrial context, as well as to help understand the involved phenomena and to implement appropriated numeric modelling tools to reach the expected objectives. As any map in the scale 1 is useless and unexploitable, we will not propose a unique and complex real physical model but rather a set of phenomenological approaches, based on the understanding of physical phenomena and that will allow, by the reduction of the problem from justified hypotheses, reaching the expectations of manufacturers. What is the interest to build up a model as complex as its object?

École Nationale Supérieure des Mines  
de Saint-Étienne

N° d'ordre : 540 MI

Vincent ROBIN

DE LA MODELISATION NUMERIQUE DES PROCÉDES ET DU  
SOUDAGE EN PARTICULIER AU COMPORTEMENT MECANIQUE DES  
ASSEMBLAGES

Spécialité: Mécanique et Ingénierie

Mots clefs : simulation numérique, méthode des éléments finis, procédés de fabrication, soudage, contraintes résiduelles, mécanique de la rupture, déchirure ductile

Résumé :

Aujourd'hui la simulation numérique du soudage apporte une solution à la maîtrise du procédé en prédisant l'état résiduel de la structure. Ainsi, l'un des objectifs de ce travail de thèse est de dresser un bilan de l'apport de la simulation des procédés et notamment du soudage dans le contexte industriel et d'établir une aide à la compréhension des phénomènes impliqués par la mise en place d'outils de modélisation numériques adaptés pour parvenir aux résultats attendus. Comme toute carte à l'échelle 1 se révélant inutile et inexploitable, nous ne proposerons pas un modèle physique unique et réel mais plutôt un ensemble d'approches phénoménologiques basées sur la compréhension des phénomènes physiques et qui permet, par la réduction du problème à partir d'hypothèses justifiées, à la simulation numérique d'atteindre les objectifs attendus par les industriels. Quel avantage existerait-il à disposer d'un modèle de même complexité que son objet ?